

明細書

低降伏比高強度高靱性の厚鋼板と溶接鋼管及びそれらの製造方法

技術分野

本発明は、建築(architecture)、海洋構造物(marine structure)、ラインパイプ(line pipe)、造船(shipbuilding)、土木(civil engineering)、建設機械(construction machine)等の分野での使用に好適な、低降伏比高強度高靱性鋼板(low yield ratio, high strength and high toughness steel plate)と主に原油や天然ガスを輸送するラインパイプ(line pipe)に好適な、コーティング処理後の材質劣化の小さな大径溶接鋼管(large-diameter welded steel pipe) (UOE鋼管、スパイラル鋼管(spiral steel pipe)) およびそれらの製造方法に関するものである。

背景技術

近年、溶接構造用鋼材や主に原油や天然ガスを輸送するラインパイプにおいては、高強度、高靱性に加え、耐震性(earthquake-proof)の観点から低降伏比化も要求されている。一般に、鋼材の金属組織を、フェライト(ferrite)の様な軟質相の中に、ベイナイト(bainite)やマルテンサイト(martensite)などの硬質相が適度に分散した組織にすることで、鋼材の低降伏比化が可能であることが知られている。

上記のような軟質相の中に硬質相が適度に分散した組織を得る製造方法として、焼入れ(quenching) (Q) と焼戻し(tempering) (T) の中間に、フェライトとオーステナイト(austenite)の2相域(two-phase, $(\gamma + \alpha)$ temperature range)からの焼き入れ(Q')を施す熱処理方法が知られている(例えば、特開昭55-97425号公報参照。)。この熱処理方法では、Q' 温度を適当に選択することにより、低降伏比化が達成可能であるが、熱処理工程数が増加するため、生産性の低下、製造コストの増加を招く。

製造工程が増加することがない方法として、Ar 3 温度以上で圧延終了後、鋼材の温度がフェライトが生成するAr 3 変態点以下になるまで加速冷却の開始を遅らせる方法が開示されている(例えば、特開昭55-41927号公報参照。)。

しかし、圧延終了から加速冷却開始までの温度域を放冷程度の冷却速度で冷却する必要があるため、生産性が極端に低下する。

また、ラインパイプに用いられるUOE鋼管や電縫鋼管(electric welded tube)の様な溶接鋼管は、鋼板を冷間で管状へ成形し、突き合わせ部(abutting surface)を溶接後、通常防食等の観点から鋼管外面にポリエチレンコーティング(polyethylene coating)や粉体エポキシコーティング(powder epoxy coating)のようなコーティング処理が施されるため、製管時の加工歪みとコーティング処理時の加熱により歪み時効が生じ、降伏応力が上昇する。そのため、上述の様な方法にて素材の鋼板の低降伏比を達成しても、鋼管における低降伏比化を達成することは困難である。

耐歪み時効特性に優れた鋼材およびその製造方法としては、歪み時効の原因であるCと、Nの含有量を制限し、且つNbと、Tiを添加して、これらの元素とCと、Nを結合させることで、歪み時効を抑制する方法が開示されている(例えば、特開2002-220634号公報参照)。

しかし、特開2002-220634号公報に記載の技術では、その実施例が示すように、熱間圧延仕上り温度が低いため、極端に生産性が低下し製造コストの上昇を招く。

特開昭55-97425号公報と、特開昭55-41927号公報に開示されている様な複雑な熱処理を行わずに低降伏比化を達成する技術として、Ar3変態点以上で鋼材の圧延を終了し、その後の加速冷却速度と冷却停止温度を制御することで、針状フェライト(acicular ferrite)とマルテンサイトの2相組織とし、低降伏比化を達成する方法が知られている(例えば特開平1-176027号公報参照)。

しかし、特開平1-176027号公報に記載の技術では、その実施例が示すように、引張強さで 590 N/mm^2 (60 kg/mm^2)級の鋼材とするために鋼材の炭素含有量が高めるか、あるいはその他の合金元素の添加量を増やした成分組成とする必要があるため、素材コストの上昇を招くだけでなく、溶接熱影響部靱性の劣化が問題となる。

このように従来の技術では、生産性を低下させることなく、また素材コストを上昇させることなく、さらに溶接熱影響部靱性を劣化させることなく、低降伏比高強度高靱性鋼板や鋼管の生産性を低下させることなく、また鋼管の製造コストを上昇させることなく、コーティング処理後も低降伏比である鋼管を製造することは困難である。

また、国際公開番号WO 03/006699 A1は、本願発明者らが、先に開発した技術で、複合炭化物が微細析出したフェライト単相にすることによって優れた耐HIC性や溶接後の靱性を有する高強度溶接鋼管に関する発明である。しかし、その組織中に本願のような島状マルテンサイトを有していないので、本願が目的とする低降伏比の鋼板を得ることが出来ない。

発明の開示

本発明の目的は、上記のような従来技術の課題を解決するものである。すなわち、本発明は、多量の合金元素等を添加して素材コストを上昇させることなく、また、溶接熱影響部靱性を劣化させることなく、高製造効率でかつ、低コストで製造できる、低降伏比高強度高靱性鋼板および低降伏比高強度高靱性鋼管及びそれらの製造方法を提供することにある。

上記のような課題を解決するための本発明の特徴は以下の通りである。

(1) 質量%で、C : 0.03~0.1%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.2~2.5%、Al : 0.08%以下を含有し、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイト(island martensite, M-A constituent)との3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3~20%であって、さらに、フェライトに複合炭化物を析出させるために以下の(a)~(c)の何れかの化学成分条件を有する熱間圧延鋼板である。

(a) さらに、Mo : 0.05~0.4%、Ti : 0.005~0.04%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量の比である $C / (Mo + Ti)$ が1.2~3である。

(b) さらに、Mo : 0.05~0.4%及びTi : 0.005~0.04%を含有するとともに、

Nb : 0.005~0.07%、および／または V : 0.005~0.1%を含有し、残部が実質的に Fe からなり、原子%での C 量と Mo、Ti、Nb、V の合計量の比である $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ が 1.2~3 である。

(c) さらに、Ti : 0.005~0.04%、Nb : 0.005~0.07%、V : 0.005~0.1%の中から選ばれる少なくとも 2 種以上を含有し、残部が実質的に Fe からなり、原子%での C 量と Ti、Nb、V の合計量の比である $C / (Ti + Nb + V)$ が 1.2~3 である。

(2) 質量%で、C : 0.03~0.1%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.2~2.5%、Al : 0.08%以下、Mo : 0.05~0.4%、Ti : 0.005~0.04%を含有し、残部が実質的に Fe からなり、原子%での C 量と Mo、Ti の合計量の比である $C / (Mo + Ti)$ が 1.2~3 であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの 3 相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が 3~20%である熱間圧延鋼板である。

(3) 質量%で、C : 0.03~0.1%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.2~2.5%、Al : 0.08%以下を含有し、Ti : 0.005~0.04%、Nb : 0.005~0.07%、V : 0.005~0.1%の中から選ばれる少なくとも 2 種以上を含有し、残部が実質的に Fe からなり、原子%での C 量と Ti、Nb、V の合計量の比である $C / (Ti + Nb + V)$ が 1.2~3 であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの 3 相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が 3~20%である熱間圧延鋼板。

(4) 上記の (1) ~ (3) において、前記フェライト相中に下記のいずれかの複合炭化物が析出している熱間圧延鋼板である。

(a) Ti と Mo とを含む粒径 10 nm 未満の複合炭化物、あるいは、

(b) Ti と Mo と、Nb および／または V を含む粒径 10 nm 未満の複合炭化物

(c) Ti、Nb、V のの中から選ばれる 2 種以上の元素を含有する粒径 10 nm 未満の複合炭化物

(5) 上記の (1) ~ (4) において、さらに、質量%で、N : 0.007%以下である熱間圧延鋼板である。

(6) 上記の (2)、(4) および (5) において、さらに、質量%で、Nb : 0.005~0.07%、および／または V : 0.005~0.1%を含有し、原子%での C 量と Mo、T

i、Nb、Vの合計量の比である $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ が1.2～3である熱間圧延鋼板である。

(7) 上記の(1)～(6)において、Ti：0.005～0.02%未満である熱間圧延鋼板である。

(8) 上記の(1)～(7)において、さらに、質量%で、Cu：0.5%以下、Ni：0.5%以下、Cr：0.5%以下、B：0.005%以下、Ca：0.0005～0.003%の中から選ばれる少なくとも一つを含有する熱間圧延鋼板である。

(9) 上記の(1)～(8)において、さらに、質量%で、Ti/Nが、2～8である熱間圧延鋼板である。

(10) 上記の(1)～(9)に記載の鋼板を使用した溶接鋼管である。

(11) 質量%で、C：0.03～0.1%、Si：0.01～0.5%、Mn：1.2～2.5%、Al：0.08%以下を含有し、さらに、フェライトに複合炭化物を析出させるために以下の(a)～(c)の何れかの化学成分条件を有する鋼スラブを、加熱温度：1000～1300℃、圧延終了温度：Ar₃以上の条件で熱間圧延する工程と、熱間圧延された鋼板を冷却速度：5℃/秒以上で450～650℃まで加速冷却を行う工程と、冷却後直ちに昇温速度：0.5℃/秒以上で550～750℃まで再加熱を行う工程とを有する熱間圧延鋼板の製造方法である。

(a) さらに、Mo：0.05～0.4%、Ti：0.005～0.04%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量の比である $C / (Mo + Ti)$ が1.2～3である。

(b) さらに、Mo：0.05～0.4%及びTi：0.005～0.04%を含有するとともに、Nb：0.005～0.07%、および/またはV：0.005～0.1%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量の比である $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ が1.2～3である。

(c) さらに、Ti：0.005～0.04%、Nb：0.005～0.07%、V：0.005～0.1%の中から選ばれる少なくとも2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量の比である $C / (Ti + Nb + V)$ が1.2～3である。

(12) 上記の(11)において、その熱間圧延鋼板の金属組織が実質的にフェラ

イトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%である熱間圧延鋼板の製造方法。

(13) 質量%で、C : 0.03～0.1%、Si : 0.01～0.5%、Mn : 1.2～2.5%、Al : 0.08%以下、Mo : 0.05～0.4%、Ti : 0.005～0.04%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量の比である $C / (Mo + Ti)$ が1.2～3である鋼スラブを、加熱温度 : 1000～1300℃、圧延終了温度 : Ar3以上の条件で熱間圧延する工程と、熱間圧延された鋼板を冷却速度 : 5℃/秒以上で450～650℃まで加速冷却を行う工程と、冷却後直ちに昇温速度 : 0.5℃/秒以上で550～750℃まで再加熱を行う工程とを有し、その金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%である鋼板を冷間にて管状に成形し、突合せ部を溶接して鋼管とする工程とを有する溶接鋼管の製造方法である。

(14) 質量%で、C : 0.03～0.1%、Si : 0.01～0.5%、Mn : 1.2～2.5%、Al : 0.08%以下を含有し、Ti : 0.005～0.04%、Nb : 0.005～0.07%、V : 0.005～0.1%の中から選ばれる少なくとも2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量の比である $C / (Ti + Nb + V)$ が1.2～3である鋼スラブを、加熱温度 : 1000～1300℃、圧延終了温度 : Ar3以上の条件で熱間圧延する工程と、熱間圧延された鋼板を冷却速度 : 5℃/秒以上で450～650℃まで加速冷却を行う工程と、冷却後直ちに昇温速度 : 0.5℃/秒以上で550～750℃まで再加熱を行う工程とを有し、その金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%である鋼板を冷間にて管状に成形し、突合せ部を溶接して鋼管とする工程とを有する溶接鋼管の製造方法である。

(15) 上記の(11)～(14)において、再加熱する際に、冷却後の温度より50℃以上昇温する熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法である。

(16) 上記の(11)～(15)において、熱間圧延された鋼板を冷却速度 : 5℃/秒以上で450～650℃まで加速冷却して未変態オーステナイトとベイナイトの2相組織とする工程と、冷却後直ちに昇温速度 : 0.5℃/秒以上で550～7

50℃まで再加熱を行い、ベイナイトと島状マルテンサイトと析出物が分散析出したフェライトとの3相組織とする工程とを有する熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法である。

(17) 上記の(11)～(16)において、冷却後直ちに昇温速度：0.5℃/秒以上で550～750℃まで再加熱する処理を、圧延設備および冷却設備と同一ライン上に設置された誘導加熱装置により行う熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法である。

(18) 上記の(11)～(17)において、前記フェライト中に下記のいずれかの複合炭化物が析出している熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法である。

- (a) Ti と Mo とを含む粒径10nm未満の複合炭化物、あるいは、
- (b) Ti と Mo と、Nb および／または V を含む粒径10nm未満の複合炭化物
- (c) Ti、Nb、V の中から選ばれる2種以上の元素を含有する粒径10nm未満の複合炭化物

(19) 上記の(11)～(18)において、さらに、質量%で、N：0.007%以下である熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法である。

(20) 上記の(13)、(15)～(19)において、さらに、質量%で、Nb：0.005～0.07%、および／または V：0.005～0.1%を含有し、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量の比である $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ が1.2～3である請求の範囲1に記載の熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法である。

(21) 上記の(11)～(20)において、Ti：0.005～0.02%未満である熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法である。

(22) 上記の(11)～(21)において、さらに、質量%で、Cu：0.5%以下、Ni：0.5%以下、Cr：0.5%以下、B：0.005%以下、Ca：0.0005～0.003%の中から選ばれる少なくとも一つを含有する熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法である。

(23) 上記の(11)～(22)において、さらに、質量%で、Ti/Nが、2～8である熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

(24) 上記の(11)、(12)、(15)～(23)において、得られた鋼板を冷

間にて管状に成形し、突合せ部を溶接して鋼管とする工程を有する溶接鋼管の製造方法である。

図面の簡単な説明

図 1 : 本発明の鋼板を走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscope, SEM) で観察した写真。

図 2 : 本発明の鋼板を透過型電子顕微鏡 (transmission electron microscope, TEM) で観察した写真。

図 3 : 本発明の他の鋼板を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した写真。

図 4 : 本発明の他の鋼板を透過型電子顕微鏡 (TEM) で観察した写真

図 5 : 本発明の製造方法を実施するための製造ラインの一例を示す概略図。

図 6 : 本発明の鋼管を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した写真。

図 7 : 本発明の鋼管を透過型電子顕微鏡 (TEM) で観察した写真

図 8 : 本発明の他の鋼管を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した写真。

図 9 : 本発明の他の鋼管を透過型電子顕微鏡 (TEM) で観察した写真

図 10 : シーム溶接部からのフルサイズシャルピー (full size charpy) V ノッチ (notch) 試験片の採取位置を示す図。

図 11 : MA 面積分率と降伏比および母材吸収エネルギーとの関係を示す図。

図 12 : Mn 含有量と MA 面積分率および降伏比との関係を示す図。

図 13 : 冷却停止温度と MA 面積分率および降伏比との関係を示す図。

符号の説明

1 : 圧延ライン、2 : 鋼板、3 : 熱間圧延機、4 : 加速冷却装置 (accelerated cooling device)、5 : 加熱装置、6 : ホットレベラー (hot leveler)、

発明を実施するための最良の形態

本発明者らは前記課題を解決するために、鋼板（あるいは、鋼管原板）の製造方法、特に制御圧延後の加速冷却とその後の再加熱という製造プロセスについて鋭意検討した結果、以下の (a) ~ (c) の知見を得た。

(a)、加速冷却過程でベイナイト変態途中すなわち未変態オーステナイトが存在する温度領域で冷却を停止し、その後ベイナイト変態終了温度(B_f点)以上から再加熱を行うことにより、鋼板の金属組織を、フェライト、ベイナイトの混合相中に硬質相である島状マルテンサイト(以下MAと記載する。)が均一に生成した3相組織となり、低降伏比化が可能である。また、このMAは鋼管のコーティング時の加熱後も安定である。なお、ここでMAは、3%ナイトール溶液(nitral: 硝酸アルコール溶液)でエッチング後、電解エッチング(electrolytic etching)して得られた、図1、3、6および8に示すようなマイクロ組織で観察される、白く浮き立った部分である。

(b)、本プロセスを用いることで、加速冷却時のベイナイト変態による強化に加え、再加熱時の未変態オーステナイトからのフェライト変態時に析出する微細析出物による析出強化が得られるため、合金元素が少ない低成分系の鋼においても高強度化が可能になる。また、微細析出物の析出により、歪み時効(strain ageing)の原因となる固溶CやNが減少するため、鋼管成形、コーティング処理後の歪み時効による降伏応力上昇を抑制することが可能である。

そして、Mo、Tiを含有する鋼を用いることで、極めて微細なMoと、Tiとの複合炭化物(complex carbide)の分散析出が得られ、また、NbやVを複合添加する場合でも、Ti、MoとNbおよび/またはVを含む複合炭化物を分散析出させることによってフェライトの高強度化が達成できる。あるいは、Ti、Nb、Vを2種以上含有する鋼を用いることで、極めて微細なTi、Nb、Vを含有する複合炭化物を分散析出させることによってフェライトの高強度化が達成できる。

(c)、上記(a)、(b)の効果は、Mn等の焼入性向上元素を添加しMAの生成を促進すると共に、Mo、Ti等の炭化物形成元素を添加した鋼を用いることで得られる。あるいは、Ti、Nb、V等の炭化物形成元素を添加した鋼を用いることで得られる。

本発明は上記の知見により得られたもので、圧延後の加速冷却によって生成したベイナイト相と、その後の再加熱によって生じるTi、Moを基本として含有する析出物あるいは、Ti、Nb、Vを2種以上含有する複合炭化物が分散析出したフ

フェライト相と、硬質相であるMAが均一に生成した3相組織を有する低降伏比高強度高靱性鋼板および低降伏比高強度高靱性鋼管に関するものである。また、耐歪み時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管に関するものである。

以下、本発明の高強度鋼板および高強度鋼管用の鋼板について詳しく説明する。まず、本発明の高強度鋼板および高強度鋼管用の鋼板の組織について説明する。

本発明では、フェライトとベイナイトの混合相中に硬質相であるMAが均一に生成した組織とすることで、低降伏比化を達成している。且つフェライト中に微細炭化物を析出させ歪み時効の原因となる固溶C、Nを減少させることで、コーティング処理後の鋼管において低降伏比を達成している。

本発明における、MA生成のメカニズムは以下の通りである。スラブを加熱後、オーステナイト領域で圧延を終了し、その後 A_r3 変態温度以上で加速冷却を開始する。加速冷却をベイナイト変態途中すなわち未変態オーステナイトが存在する温度域で終了し、その後ベイナイト変態終了温度(B_f 点)以上で再加熱を行い、その後冷却するという製造プロセスである。その組織の変化は次の通りである。加速冷却終了時のミクロ組織はベイナイトと未変態オーステナイトであり、 B_f 点以上で再加熱を行うことで未変態オーステナイトからのフェライト変態が生じるが、フェライトはC固溶量が少ないためCが未変態オーステナイトへ排出される。そのため、再加熱時のフェライト変態の進行に伴い、未変態オーステナイト中のC量が増加する。このとき、焼き入れ性を高め、オーステナイト安定化元素である、Mn、Cu、Ni等が一定以上含有されていると、再加熱終了時でもCが濃縮した未変態オーステナイトが残存し、再加熱後の冷却でMAへと変態し、最終的にベイナイト、フェライト、MAの3相組織となる。本発明では、加速冷却後、未変態オーステナイトが存在する温度域から再加熱を行うことが重要であり、再加熱開始温度が B_f 点以下となるとベイナイト変態が完了し未変態オーステナイトが存在しなくなるため、再加熱開始は B_f 点以上とする必要がある。また、再加熱後の冷却については、MAの変態や後述する微細炭化物の粗大化に影響を与えないため特に規定しないが、基本的に空冷とすることが好ましい。本発明では、ベイナイト変態途中で加速冷却を停止し、その後連続的に再加熱を行うことで、製造効率を低下させること

なく硬質相であるMAを生成させることができ、MAを含んだ複合組織である3相組織とすることで低降伏比が達成できる。3相組織中のMAの割合は、MAの面積分率（圧延方向や板幅方向等の鋼板の任意の断面におけるMAの面積の割合）で、3～20%とする。図11は、MA面積分率と降伏比および母材吸収エネルギーとの関係を示す。図11に示すように、MAの面積分率が3%未満では低降伏比化（降伏比85%以下）を達成するには不十分であり、また20%を超えると母材靱性を劣化（200J未満）させる場合がある。また、図11に示すように、さらなる低降伏比化（降伏比80%以下）、および母材靱性の確保の観点から、MAの面積分率は5～15%が望ましい。なお、MAの面積分率は、SEM観察により得られたマイクロ組織を画像処理することによってMAの占める面積率を求めた。また、MAの平均粒径は、10 μ m以下である。なお、MAの平均粒径は、SEM観察により得られたマイクロ組織を画像処理し、個々のMAと同じ面積の円の直径を個々のMAについて求め、それを平均して求めた。

また、鋼管成形後や、コーティング処理後の歪み時効による降伏応力上昇を抑制し、且つ高強度化を達成するために、加速冷却後の再加熱時にフェライト、ベイナイト中に析出する微細複合炭化物の析出物を活用する。

また、高強度化を達成するために、加速冷却時のベイナイト変態による変態強化と、加速冷却後に再加熱してフェライト中に析出する微細複合炭化物の析出による析出強化を複合して活用することにより、合金元素を多量に添加することなく高強度化を達成する。フェライトは延性に富んでおり、一般的には軟質であるが、本発明では以下に述べる微細な複合炭化物の析出により高強度化する。合金元素を多量に添加しない場合には、加速冷却で得られるベイナイト単相組織だけでは強度不足であるが、析出強化されたフェライトにより十分な強度を有するものとなる。

析出強化を活用した鋼板では一般的に高降伏比となるが、本発明ではフェライトやベイナイトのような相とこれらの相よりも硬度が高くその硬度差の大きなMAを均一に生成させることにより低降伏化を実現している。さらに、歪み時効の原因である固溶C、Nが微細複合炭化物の析出物として固定されるため、鋼管成形、コーティング時の加熱後の歪み時効を抑制することが可能である。

金属組織が、実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織からなるとは、本発明の作用効果を無くさない限り、フェライト、ベイナイトおよびMA以外の組織を含有するものが、本発明の範囲に含まれることを意味する。

フェライトとベイナイトとMAとの3相組織に、パーライト(pearlite)などの異なる金属組織が1種または2種以上混在する場合は、強度が低下するため、フェライト、ベイナイトおよびMA以外の組織の面積分率は少ない程良い。しかし、フェライト、ベイナイトおよびMA以外の組織の面積分率が低い場合は影響が無視できるため、トータルの面積分率で3%以下の他の金属組織を、すなわちパーライトやセメンタイト等を1種または2種以上含有してもよい。また、強度確保の観点からフェライトの面積分率を5%以上に、母材の靱性確保の観点からベイナイトの面積分率を10%以上にする事が望ましい。

次に、上記のフェライト内に析出する微細な複合炭化物の析出物について説明する。

本発明の鋼板では、フェライト中のMoとTiとを基本として含有する複合炭化物による析出強化を利用している。あるいは、フェライト中のTi、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を含有する複合炭化物による析出強化を利用している。また、微細複合炭化物による析出強化により鋼管成形や、コーティング等の加熱後の耐歪み時効特性向上に活用している。Mo及びTiは鋼中で炭化物を形成する元素であり、MoC、TiCの析出により鋼を強化することは従来行われている。本発明ではMoとTiを複合添加して、MoとTiとを基本として含有する複合炭化物を鋼中に微細に分散析出させることにより、MoCまたはTiCの析出強化の場合に比べて、より大きな強度向上効果が得られることが特徴である。この従来にない大きな強度向上効果は、MoとTiとを基本として含有する複合炭化物が安定でかつ成長速度が遅いので、平均粒径が10nm未満の極めて微細な複合炭化物の析出物が得られることによるものである。この複合炭化物の微細析出物の個数率はTiNを除いた全析出物の95%以上であることが好ましい。なお、この微細な複合炭化物の析出物の平均粒径は、透過型電子顕微鏡(TEM)で撮影した写真を画像処理し、個々の析出物と同じ面積の円の直径を個々の複合炭化物について求め、それらを平

均して求めた。

MoとTiとを基本として含有する複合炭化物は、Mo、Ti、Cのみで構成される場合は、MoとTiの合計とCとが原子比で1：1の付近で化合しているものであり、高強度化に非常に効果がある。本発明では、さらにNbおよび／またはVを複合添加することにより、析出物がMo、TiとNbおよび／またはVを含んだ複合炭化物となり、同様の析出強化が得られることを見出した。

また、本発明では上述のMoとTiとを基本として含有する複合炭化物に代えて、Ti、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を複合添加して、Ti、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を含有する複合炭化物を鋼中に微細析出させることにより、個々の炭化物による析出強化の場合に比べて、より大きな強度向上効果が得られることが特徴である。この従来にない大きな強度向上効果は、この複合炭化物が安定でかつ成長速度が遅いので、粒径が10nm未満の極めて微細な複合炭化物の析出物が得られることによるものである。

本発明において鋼板内に分散析出する複合炭化物の析出物である、Ti、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を含有する複合炭化物は、Ti、Nb、Vの合計とCとが原子比で1：1の付近で化合しているものであり、高強度化に非常に効果がある。また、この微細炭化物は主にフェライト相中に析出するが、化学成分、製造条件によってはベイナイト相からも析出する場合がある。

本発明の鋼板は以上のように、ベイナイトと、MAと複合炭化物の析出物が微細析出したフェライトとの3相からなる複合組織を有するが、このような組織は以下のような組成の鋼を用いて、以下のような方法で製造することにより得ることができる。

まず、本発明の高強度鋼板（あるいは、高強度鋼管）の化学成分について説明する。以下の説明において％で示す単位は全て質量％である。

・C：0.03～0.1％：

Cは炭化物として析出強化に寄与し、且つMA生成に重要な元素であるが、0.03％未満ではMAの生成に不十分であり、また十分な強度が確保できない。0.1％を超える添加はHAZ靱性を劣化させるため、C含有量を0.03～0.1％に

規定する。さらに好適には、0.03～0.08%である。

・ Si : 0.01～0.5% :

Siは脱酸のため添加するが、0.01%未満では脱酸効果が十分でなく、0.5%を超えると靱性や溶接性を劣化させるため、Si含有量を0.01～0.5%に規定する。さらに好適には、0.01～0.3%である。

・ Mn : 1.2～2.5% :

Mnは強度、靱性向上、更に焼き入れ性を向上しMA生成を促すために添加する。図12は、Mn含有量とMA面積分率および降伏比との関係を示す。図12に示すように、Mn含有量が、1.2%未満ではMAの面積分率が3%未満となり、降伏比が85%を超えて、その添加の効果が十分でなく、Mn含有量が、2.5%を超えると靱性ならびに溶接性が劣化するため、Mn含有量を1.2～2.5%に規定する。Mn含有量が、成分や製造条件の変動によらず、安定してMAを生成し、より低降伏比化（降伏比80%以下）を達成するためには、Mn含有量が、1.5%以上の添加が望ましい。さらに、望ましくは、1.8%超えが好ましい。

・ Al : 0.08%以下 :

Alは脱酸剤として添加されるが、0.08%を超えると鋼の清浄度が低下し、靱性が劣化するため、Al含有量は0.08%以下に規定する。好ましくは、0.01～0.08%とする。

・ Mo : 0.05～0.4% :

Moは本発明において重要な元素であり、0.05%以上含有させることで、熱間圧延後冷却時のパーライト変態を抑制しつつ、Tiとの微細な複合炭化物の析出物を形成し、強度上昇に大きく寄与する。しかし、Moは微細炭化物を形成する元素の一つでありCを消費するため、0.4%を超えるとMA生成に必要な余剰Cが不足することから、Mo含有量を0.05～0.4%に規定する。さらに、溶接熱影響部靱性の観点からMo含有量を0.1～0.3%とすることが好ましい。

・ Ti : 0.005～0.04% :

TiはMoと同様に本発明において重要な元素である。0.005%以上添加することで、Moと複合炭化物の析出物を形成し、強度上昇に大きく寄与する。しか

し、0.04%を超える添加は溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、Ti含有量は0.005~0.04%に規定する。さらに、Ti含有量を0.02%未満にすると、より優れた靱性を示す。このため、Nbおよび／またはVを添加して強度を確保できる場合は、Ti含有量を0.005%以上、0.02%未満とすることが好ましい。

本発明の高強度鋼板は上記の成分の鋼を用いることで、TiとMoを含有する複合炭化物の微細析出物が得られるが、析出強化を最大限に利用し且つMAを生成させるためには、炭化物を形成する元素の含有量の割合を以下のように制限することが必要である。すなわち、

- ・ 原子%でのC量とMo、Tiの合計量との比 $C / (Mo + Ti) = 1.2 \sim 3.0$:

本発明による高強度化はTi、Moを含む析出物によるものである。この複合炭化物による析出強化を有効に利用するためには、C量と炭化物形成元素であるMo、Ti量の関係が重要であり、これらの元素を適正なバランスのもとで添加することによって、熱的に安定かつ非常に微細な複合炭化物の析出物を得ることが出来る。また、低降伏比化を達成するためには、複合炭化物で消費されるCより過剰にCを添加する必要がある。このとき原子%でのC量とMo、Tiの合計量との比である、 $C / (Mo + Ti)$ の値が1.2未満の場合、Cが全て微細複合炭化物の析出物に消費され、MAが生成しないため低降伏比化が達成できない。また、原子%でのC量とMo、Tiの合計量との比である $C / (Mo + Ti)$ の値が3.0を超える場合はCが過剰であり、溶接熱影響部に島状マルテンサイトなどの硬化組織が形成し溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、 $C / (Mo + Ti)$ の値を1.2~3.0とする。なお、質量%の含有量を用いる場合には、各元素記号を質量%での各元素の含有量として $(C / 12.01) / (Mo / 95.9 + Ti / 47.9)$ の値を1.2~3.0とする。さらに好適には、1.4~3.0である。

- ・ N : 0.007%以下 :

Nは不可避免的不純物として扱うが、0.007%を越えると、溶接熱影響部靱性が劣化するため、好ましくは0.007%以下とする。

さらに、

- ・ Ti/N を2～8：

Ti 量と N 量の比である Ti/N を最適化することで、 TiN 粒子により溶接熱影響部のオーステナイト粗大化を抑制することでき、良好な溶接熱影響部靱性を得ることが出来るため、好ましくは Ti/N を2～8、さらに好ましくは2～5とする。

Nb および／または V は、 Ti 及び Mo とともに微細複合炭化物を形成するので、本発明の鋼板は、 Nb および／または V を含有してもよい。

- ・ Nb ：0.005～0.07%：

Nb は組織の微細粒化により靱性を向上させるが、 Ti 及び Mo と共に複合炭化物を形成し、強度上昇に寄与する。しかし、0.005%未満では効果がなく、0.07%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化するため、 Nb 含有量は0.005～0.07%に規定する。

- ・ V ：0.005～0.1%：

V も Nb と同様に Ti 及び Mo と共に複合炭化物を形成し、強度上昇に寄与する。しかし、0.005%未満では効果がなく、0.1%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化するため、 V 含有量は0.005～0.1%に規定する。

Nb および／または V を含有する場合には、

- ・ 原子%での C 量と Mo 、 Ti 、 Nb 、 V の合計量の比 $C / (Mo + Ti + Nb + V) = 1.2 \sim 3.0$ ：

本発明による高強度化は Ti 、 Mo を含む複合炭化物の析出物によるが、 Nb および／または V を含有する場合はそれらを含んだ複合析出物(主に炭化物)となる。このとき各元素の原子%の含有量で表される、 $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ の値が1.2未満の場合、 C が全て微細複合炭化物の析出物に消費され、 MA が生成しないため低降伏比化が達成できない。また、3.0を超える場合は C が過剰であり、溶接熱影響部に島状マルテンサイトなどの硬化組織が形成し溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、 $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ の値を1.2～3.0とする。なお、質量%の含有量を用いる場合には、各元素記号を質量%での各元素の含有量と

して $(C/12.01)/(Mo/95.9+Ti/47.9+Nb/92.91+V/50.94)$ の値を1.2～3.0とする。さらに好適には、1.4～3.0である。

また、本発明の鋼板は、上述のMoとTiとを基本として含有する微細複合炭化物に代えて、別の微細複合炭化物を形成する方法として、Moを不可避免の不純物レベルとし、Ti、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を含有する。

・Ti：0.005～0.04%：

Tiは本発明において重要な元素である。0.005%以上添加することで、Nbおよび／またはVと共に微細な複合炭化物を形成し、強度上昇に大きく寄与する。しかし、0.04%を超える添加は溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、Ti含有量は0.005～0.04%に規定する。さらに、Ti含有量が0.02%未満であると、よりすぐれた靱性を示すため、Ti含有量を0.005～0.02%未満とすることが好ましい。

・Nb：0.005～0.07%：

Nbは組織の微細粒化により靱性を向上させるが、Ti及び／またはVと共に複合炭化物の析出物を形成し、強度上昇に寄与する。しかし、0.005%未満では効果がなく、0.07%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化するため、Nb含有量は0.005～0.07%に規定する。

・V：0.005～0.1%：

VもTi、Nbと同様にTi及び／またはNbと共に複合炭化物の析出物を形成し、強度上昇に寄与する。しかし、0.005%未満では効果がなく、0.1%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化するため、V含有量は0.005～0.1%に規定する。

・原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量の比 $C/(Ti+Nb+V) = 1.2 \sim 3.0$ ：

本発明による高強度化はTi、Nb、Vのいずれか2種以上を含有する微細炭化物の析出によるものである。このとき各元素の原子%の含有量で表される、 $C/(Ti+Nb+V)$ の値が1.2未満の場合、Cが全て微細複合炭化物の析出物に消費

され、MAが生成しないため低降伏比化が達成できない。また、3.0を超える場合はCが過剰であり、溶接熱影響部に島状マルテンサイトなどの硬化組織が形成し溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、 $C / (Ti + Nb + V)$ の値を1.2～3.0とする。なお、質量%の含有量を用いる場合には、各元素記号を質量%での各元素の含有量として $(C / 12.01) / (Ti / 47.9 + Nb / 92.91 + V / 50.94)$ の値を1.2～3.0とする。さらに好適には、1.4～3.0である。

本発明では、鋼板の強度靱性をさらに改善し、且つ焼き入れ性を向上させMAの生成を促す目的で、以下に示すCu、Ni、Cr、B、Caの1種又は2種以上を含有してもよい。

・Cu：0.5%以下：

Cuは靱性の改善と強度の上昇に有効な元素である。その効果を得るためには、0.1%以上添加することが好ましいが、多く添加すると溶接性が劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

・Ni：0.5%以下：

Niは靱性の改善と強度の上昇に有効な元素である。その効果を得るためには、0.1%以上添加することが好ましいが、多く添加するとコスト的に不利になり、また、溶接熱影響部靱性が劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

・Cr：0.5%以下：

CrはMnと同様に低Cでも十分な強度を得るために有効な元素である。その効果を得るためには、0.1%以上添加することが好ましいが、多く添加すると溶接性を劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

・B：0.005%以下：

Bは強度上昇、HAZ靱性改善に寄与する元素である。その効果を得るためには、0.0005%以上添加することが好ましいが、0.005%を超えて添加すると溶接性を劣化させるため、添加する場合は0.005%以下とする。

・Ca：0.0005～0.003%：

Caは硫化物系介在物の形態を制御して靱性を改善する。0.0005%以上で

その効果が現れ、0.003%を超えると効果が飽和し、逆に清浄度を低下させて靱性を劣化させるため、添加する場合には0.0005~0.003%とする。

上記以外の残部は実質的にFeからなる。残部が実質的にFeからなるとは、本発明の作用効果を無くさない限り、不可避不純物をはじめ、他の微量元素を含有するものが本発明の範囲に含まれ得ることを意味する。例えば、Mg、REMをそれぞれ、0.02%以下添加しても良い。

次に、本発明の高強度鋼板の製造方法について説明する。

本発明の高強度鋼板は上記の成分組成を有する鋼を用い、加熱温度：1000~1300℃、圧延終了温度：Ar3温度以上で熱間圧延を行い、その後5℃/s以上の冷却速度で450~600℃まで加速冷却を行い、その後直ちに0.5℃/s以上の昇温速度で550~750℃の温度まで再加熱を行うことで、金属組織をフェライトとベイナイトとMAの3相組織とし、MoとTiとを主体とする微細な複合炭化物あるいは、Ti、Nb、Vのいずれか2種以上を含有する微細な複合炭化物をフェライト相中に分散析出することができる。ここで、加熱温度、圧延終了温度、冷却終了温度および、再加熱温度等の温度はスラブもしくは鋼板の平均温度とする。平均温度は、スラブもしくは鋼板の表面温度より、板厚、熱伝導率等のパラメータを考慮して、計算により求めたものである。また、冷却速度は、熱間圧延終了後、冷却終了温度450~600℃まで冷却に必要な温度差をその冷却するに要した時間で割った平均冷却速度である。また、昇温速度は、冷却後、再加熱温度550~750℃の温度までの再加熱に必要な温度差を再加熱するに要した時間で割った平均昇温速度である。

以下、各製造条件について詳しく説明する。

・加熱温度：1000~1300℃：

加熱温度が1000℃未満では炭化物の固溶が不十分で必要な強度ならびに降伏比が得られず、1300℃を超えると母材靱性が劣化するため、1000~1300℃とする。

・圧延終了温度：Ar3温度以上：

圧延終了温度がAr3温度未満であると、その後のフェライト変態速度が低下す

るため、再加熱によるフェライト変態時に十分な微細析出物の分散析出が得られず、強度が低下する。また、再加熱時の未変態オーステナイトへのCの濃縮が不十分となりMAが生成しないため、圧延終了温度を A_r3 温度以上とする。

・圧延終了後、直ちに $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却：

冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では冷却時にパーライトを生成するため、MAが生成せず、またベイナイトによる強化が得られないため、十分な強度が得られない。よって、圧延終了後の冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上に規定する。また、冷却開始温度が A_r3 温度以下となりフェライトが生成すると、再加熱時に微細析出物の分散析出が得られず強度不足を招き、且つMAの生成も起こらないため、冷却開始温度を A_r3 温度以上とする。このときの冷却方法については製造プロセスによって任意の冷却設備を用いることが可能である。本発明では、加速冷却によりベイナイト変態領域まで過冷することにより、その後の再加熱時に温度保持することなくフェライト変態を完了させることが可能である。

・冷却停止温度： $450\sim650^{\circ}\text{C}$ ：

このプロセスは本発明において、重要な製造条件である。本発明では再加熱後に存在するCの濃縮した未変態オーステナイトがその後の空冷時にMAへと変態する。すなわち、ベイナイト変態途中の未変態オーステナイトが存在する温度域で冷却を停止する必要がある。図13は、冷却停止温度とMA面積分率および降伏比との関係を示す。図13に示すように、冷却停止温度が 450°C 未満では、ベイナイト変態が完了するため空冷時にMAの面積分率が3%未満となり、低降伏比化（降伏比85%以下）が達成できない。 650°C を超えると冷却中にパーライトが析出するため微細炭化物の析出が不十分となり十分な強度が得られず、また、パーライトにCが消費されて、MAの面積分率が減少するため、加速冷却停止温度を $450\sim650^{\circ}\text{C}$ に規定する。さらに低降伏比を得る観点からは、MAの面積分率が5%超えになるように、冷却停止温度は、好ましくは $500\sim650^{\circ}\text{C}$ であり、さらに低降伏比化（降伏比80%以下）を達成するためには、より好ましくは $530\sim650^{\circ}\text{C}$ である。

・加速冷却停止後直ちに $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の昇温速度で $550\sim750^{\circ}\text{C}$ の温度ま

で再加熱：

このプロセスも本発明において重要な製造条件である。フェライトの強化に寄与する微細複合炭化物の析出物は、再加熱時に析出する。さらに、再加熱時の未変態オーステナイトからフェライト変態と、それに伴う未変態オーステナイトへのCの排出により、再加熱後の空冷時にCが濃化した未変態オーステナイトがMAへと変態する。このような微細複合炭化物の析出物ならびにMAを得るためには、加速冷却後直ちに550～700℃の温度域まで再加熱する必要がある。昇温速度が0.5℃/s未満では、目的の再加熱温度に達するまでに長時間を要するため製造効率が悪化し、またパーライト変態が生じるため、微細複合炭化物の析出物の分散析出やMAが得られず十分な強度、低降伏比を得ることができない。再加熱温度が550℃未満では十分な析出駆動力が得られず微細複合炭化物の析出物の量が少ないため、十分な析出強化が得られず、鋼管成形やコーティング処理後の耐歪み時効特性の低下や強度不足を招く。一方、750℃を超えると複合炭化物の析出物が粗大化し十分な強度が得られないため、再加熱の温度域を550～750℃に規定する。本発明では、加速冷却後、未変態オーステナイトが存在する温度域から再加熱を行うことが重要であり、再加熱開始温度がB_f点以下となるとベイナイト変態が完了し未変態オーステナイトが存在しなくなるため、再加熱開始はB_f点以上とする必要がある。確実にフェライト変態させるためには、冷却停止温度より50℃以上昇温することが望ましい。再加熱温度において、特に温度保持時間を設定する必要はない。本発明の製造方法を用いれば再加熱後直ちに冷却しても、十分な微細複合炭化物の析出物が得られるため高い強度が得られる。しかし、十分な微細複合炭化物の析出物を確保するために、30分以内の温度保持を行うことができる。30分を超えて温度保持を行うと、複合炭化物の析出物の粗大化を生じ強度が低下する場合がある。また、再加熱後の冷却過程において冷却速度によらず微細複合炭化物の析出物は粗大化しないため、再加熱後の冷却速度は基本的には空冷とすることが好ましい。

図1と図2に上記の製造方法を用いて製造した本発明鋼板(0.05mass% C-1.5mass%Mn-0.2mass%Mo-0.01mass%Ti)を

走査型電子顕微鏡（SEM）で観察した写真および透過型電子顕微鏡（TEM）で観察した写真をそれぞれ示す。図1によれば、フェライト、ベイナイトの混合組織に、MAが均一に生成（MA面積分率10%）している様子が観察され、図2からフェライト中に直径10nm未満の微細複合炭化物が確認できる。

図3と4に上記の製造方法を用いて製造した本発明の他の鋼板（0.05mass% C-1.8mass%Mn-0.01mass%Ti-0.04mass%Nb-0.05mass%V）を走査型電子顕微鏡（SEM）で観察した写真および透過型電子顕微鏡（TEM）で観察した写真をそれぞれ示す。図3によれば、フェライト、ベイナイトの混合組織に、MAが均一に生成（MA面積分率7%）している様子が観察され、図4からフェライト中に直径10nm未満の微細複合炭化物が確認できる。

加速冷却後の再加熱を行うための設備として、加速冷却を行うための冷却設備の下流側に加熱装置を設置することができる。加熱装置としては、鋼板の急速加熱が可能であるガス燃焼炉や誘導加熱装置を用いる事が好ましい。誘導加熱装置は均熱炉等にくらべて温度制御が容易であり、冷却後の鋼板を迅速に加熱できるので特に好ましい。また複数の誘導加熱装置を直列に連続して配置することにより、ライン速度や鋼板の種類・寸法が異なる場合にも、通電する誘導加熱装置の数を任意に設定するだけで、昇温速度、再加熱温度を自在に操作することが可能である。

本発明の製造方法を実施するための設備の一例を図5に示す。図5に示すように、圧延ライン1には上流から下流側に向かって熱間圧延機3、加速冷却装置4、加熱装置5、ホットレベラー6が配置されている。加熱装置5には、誘導加熱装置あるいは他の熱処理装置を、圧延設備である熱間圧延機3およびそれに引き続く冷却設備である加速冷却装置4と同一ライン上に設置する事によって、圧延、冷却終了後迅速に再加熱処理が行えるので、圧延冷却後の鋼板温度を過度に低下させることなく加熱することができる。

さらに、溶接鋼管の製造方法について説明する。

本発明の溶接鋼管は、上述の製造条件で製造された鋼板を冷間にて管状に成形し

、突き合わせ部を例えば、サブマージドアーク溶接方法等で溶接し鋼管とした後、300℃以下の温度範囲でコーティング処理を施される。管状への成形方法については特に規定しない。例えば、成形方法としてUOEプロセスやスパイラル成形プロセスにより、成形するのが、好ましい。また、コーティング処理方法については、特に規定しない。例えば、ポリエチレンコーティングや粉体エポキシコーティング等が行われる。コーティング時の鋼管の加熱温度は、300℃を超えると耐歪み特性の低下やMA分解による降伏比の増加を招くため、300℃以下と規定する。

図6と7に上記の製造方法を用いて製造した本発明鋼管(0.05C-1.5Mn-0.2Mo-0.01Ti)を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した写真および透過型電子顕微鏡(TEM)で観察した写真をそれぞれ示す。図6によれば、フェライト、ベイナイトの混合組織にMAが均一に生成(MA面積分率11%)している様子が観察され、図7よりフェライト中に直径10nm未満の微細複合炭化物が確認できる。

図8と9に上記の製造方法を用いて製造した本発明鋼管(0.05C-1.8Mn-0.01Ti)を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した写真および透過型電子顕微鏡(TEM)で観察した写真をそれぞれ示す。図8によれば、フェライト、ベイナイトの混合組織にMAが均一に生成(MA面積分率8%)している様子が観察され、図9よりフェライト中に直径10nm未満の微細複合炭化物が確認できる。

実施例

実施例1

表1に示す化学成分の鋼(鋼種A~P)を連続鋳造法によりスラブとし、これを用いて板厚18、26mmの厚鋼板(No.1~29)を製造した。

加熱したスラブを熱間圧延により圧延した後、直ちに水冷型の加速冷却設備を用いて冷却を行い、誘導加熱炉またはガス燃焼炉を用いて再加熱を行った。誘導加熱炉は加速冷却設備と同一ライン上に設置した。各鋼板(No.1~29)の製造条件を表2に示す。なお、加熱温度、圧延終了温度、冷却終了温度および、再加熱温度等の温度は鋼板の平均温度とする。平均温度は、スラブもしくは鋼板の表面温度

より、板厚、熱伝導率等のパラメータを考慮して、計算により求めたものである。また、冷却速度は、熱間圧延終了後、冷却終了温度450～600℃まで冷却に必要な温度差をその冷却するに要した時間で割った平均冷却速度である。また、昇温速度は、冷却後、再加熱温度550～750℃の温度までの再加熱に必要な温度差を再加熱するに要した時間で割った平均昇温速度である。

以上のようにして製造した鋼板の引張特性を測定した。測定結果を表2に併せて示す。引張特性は、圧延垂直方向の全厚引張試験片を2本採取し、引張試験を行い、引張特性を測定し、その平均値で評価した。引張強度580MPa以上を本発明に必要な強度とし、降伏比85%以下を本発明に必要な降伏比とした。母材靱性については、圧延垂直方向のフルサイズシャルピーVノッチ試験片を3本採取し、シャルピー試験を行い、-10℃での吸収エネルギーを測定し、その平均値を求めた。-10℃での吸収エネルギーが200J以上のものを良好とした。

溶接熱影響部(HAZ)靱性については、再現熱サイクル装置によって入熱40kJ/cmに相当する熱履歴を加えた試験片を3本採取し、シャルピー試験を行った。そして、-10℃での吸収エネルギーを測定し、その平均値を求めた。-10℃でのシャルピー吸収エネルギーが100J以上のものを良好とした。

表2において、本発明例であるNo.1～17はいずれも、化学成分および製造方法が本発明の範囲内であり、引張強度580MPa以上の高強度で降伏比85%以下の低降伏比(Mn1.5%以上で、降伏比80%以下)が得られており、母材ならびに溶接熱影響部の靱性は良好であった。また、鋼板の組織はフェライト、ベイナイト、島状マルテンサイトの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率は3～20%の範囲内であった。なお、島状マルテンサイトの面積分率は、走査型電子顕微鏡(SEM)で観察したマイクロ組織から画像処理により求めた。また、透過型電子顕微鏡観察、エネルギー分散型X線分光法による分析の結果、フェライト相中にTiとMo、一部の鋼板についてはさらにNbおよび/またはVを含む平均粒径10nm未満の微細な複合炭化物の分散析出が観察された。なお、この微細な複合炭化物の平均粒径は、透過型電子顕微鏡(TEM)で撮影した写真を画像処理し、個々の複合炭化物と同じ面積の円の直径を個々の複合炭化物について求め、それら

を平均して求めた。

N o. 1 8 ~ 2 2 は、化学成分は本発明の範囲内であるが、製造方法が本発明の範囲外であるため、組織がフェライト、ベイナイトの2相組織であり、降伏比が、8 5 %を超え、不十分であった。N o. 2 3 ~ 2 9 は化学成分が本発明の範囲外であるので、引張強度5 8 0 MPa 未満で、十分な強度が得られないか、降伏比が8 5 %を超えるか、H A Z 靱性が1 0 0 J 未満と劣っていた。

実施例 2

表 3 に示す化学成分の鋼（鋼種 A ~ I ）を連続鋳造法によりスラブとし、これを用いて板厚 1 8 、 2 6 mm の厚鋼板（N o. 1 ~ 1 6 ）を製造した。

加熱したスラブを熱間圧延により圧延した後、直ちに水冷型の加速冷却設備を用いて冷却を行い、誘導加熱炉またはガス燃焼炉を用いて再加熱を行った。誘導加熱炉は加速冷却設備と同一ライン上に設置した。各鋼板（N o. 1 ~ 1 6 ）の製造条件を表 4 に示す。なお、鋼板の温度、冷却速度、昇温速度、引張特性、母材靱性、溶接熱影響部（H A Z ）靱性、島状マルテンサイトの面積分率および複合炭化物の平均粒径の測定は、実施例 1 と同様にして求めた。

以上のようにして製造した鋼板の引張特性を測定した。測定結果を表 4 に併せて示す。引張特性は、圧延垂直方向の全厚試験片を引張試験片として引張試験を行い、引張強度を測定した。引張強度 5 8 0 MP a 以上を本発明に必要な強度とし、降伏比 8 5 % 以下を本発明に必要な降伏比とした。母材靱性については、圧延垂直方向のフルサイズシャルピー V ノッチ試験片を用いシャルピー試験を行い、- 1 0 °C での吸収エネルギーが 2 0 0 J 以上のものを良好とした。

溶接熱影響部（H A Z ）靱性については、再現熱サイクル装置によって入熱 4 0 k J / c m に相当する熱履歴を加えた試験片を用いてシャルピー試験を行った。そして、- 1 0 °C でのシャルピー吸収エネルギーが 1 0 0 J 以上のものを良好とした。

表 4 において、本発明例である N o. 1 ~ 7 はいずれも、化学成分および製造方法が本発明の範囲内であり、引張強度 5 8 0 MPa 以上の高強度で降伏比 8 5 % 以下の低降伏比（M n 1 . 5 % 以上で、降伏比 8 0 % 以下）であり、母材ならびに溶接

熱影響部の靱性は良好であった。また、鋼板の組織はフェライト、ベイナイト、島状マルテンサイトの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率は3～20%の範囲内であった。また、透過型電子顕微鏡観察、エネルギー分散型X線分光法による分析の結果、フェライト相中にTi、Nb、Vの中から選ばれる少なくとも2種以上を含む平均粒径10nm未満の微細な複合炭化物の分散析出が観察された。

No. 8～12は、化学成分は本発明の範囲内であるが、製造方法が本発明の範囲外であるため、組織がフェライト、ベイナイトの2相組織であり、降伏比が85%を超え、不十分であった。No. 13～16は化学成分が本発明の範囲外であるので、引張強度580MPa未満で、十分な強度が得られないか、降伏比が85%を超えるか、HAZ靱性が100J未満と劣っていた。

実施例3

表5に示す化学成分の鋼（鋼種A～I）を連続鋳造法によりスラブとし、これを用いて板厚18、26mm、外径24”、48”の溶接鋼管（No. 1～16）を製造した。

加熱したスラブを熱間圧延により圧延した後、直ちに水冷型の加速冷却設備を用いて冷却を行い、誘導加熱炉またはガス燃焼炉を用いて再加熱を行い鋼板を作製し、該鋼板を用いUOEプロセスにて溶接鋼管を製造し、その後鋼管外面にコーティング処理を施した。誘導加熱炉は加速冷却設備と同一ライン上に設置した。各鋼管（No. 1～16）の製造条件を表6に示す。なお、鋼板の温度、冷却速度、昇温速度、引張特性、母材靱性、島状マルテンサイトの面積分率および複合炭化物の平均粒径の測定は、実施例1と同様にして求めた。

以上のようにして製造した鋼管の引張特性を測定した。測定結果を表6に併せて示す。引張特性は、圧延方向の全厚試験片を引張試験片としてコーティング前後で引張試験を行い、引張強度および降伏比を測定した。母材靱性については、圧延垂直方向のフルサイズシャルピーVノッチ試験片を用いシャルピー試験を行い、-10℃での吸収エネルギーを測定した。

溶接熱影響部（HAZ）靱性については、図10に示すようにシーム溶接部の板

厚中央部よりノッチの長さの比が、溶接金属：HAZ＝１：１になるように、フルサイズシャルピーＶノッチ試験片を３本採取し試験を行い、－１０℃でのシャルピー吸収エネルギーを測定し、その平均値を求めた。

表６において、本発明例であるＮｏ．１～９はいずれも、化学成分および製造方法が本発明の範囲内であり、引張強度５８０ＭＰａ以上の高強度でコーティング処理後も降伏比８５％以下の低降伏比であり、母材ならびに溶接熱影響部の靱性は良好であった。また、鋼板の組織はフェライト、ベイナイト、島状マルテンサイトの３相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率は３～２０％の範囲内であった。また、透過型電子顕微鏡観察、エネルギー分散型Ｘ線分光法による分析の結果、フェライト相中にＴｉとＭｏ、一部の鋼板についてはさらにＮｂおよび／またはＶを含む平均粒径１０ｎｍ未満の微細な複合炭化物の分散析出が観察された。

Ｎｏ．１０～１２は、化学成分は本発明の範囲内であるが、製造方法が本発明の範囲外であるため、引張強度５８０ＭＰａ未満で、かつコーティング処理後の降伏比が８５％を超え、強度、降伏比の両方共が不十分であった。Ｎｏ．１３～１６は化学成分が本発明の範囲外であるので、引張強度５８０ＭＰａ未満で、十分な強度が得られないか、コーティング処理後の降伏比が８５％を超えるか、HAZ靱性が１００Ｊ未満と劣っていた。

実施例４

表７に示す化学成分の鋼（鋼種Ａ～Ｉ）を連続鋳造法によりスラブとし、これを用いて板厚１８、２６ｍｍ、外径２４”、４８”の溶接鋼管（Ｎｏ．１～１４）を製造した。

加熱したスラブを熱間圧延により圧延した後、直ちに水冷型の加速冷却設備を用いて冷却を行い、誘導加熱炉またはガス燃焼炉を用いて再加熱を行い鋼板を作製し、該鋼板を用いＵＯＥプロセスにて溶接鋼管を製造し、その後鋼管外面にコーティング処理を施した。誘導加熱炉は加速冷却設備と同一ライン上に設置した。各鋼管（Ｎｏ．１～１４）の製造条件を表８に示す。なお、鋼板の温度、冷却速度、昇温速度、引張特性、母材靱性、島状マルテンサイトの面積分率および複合炭化物の平均粒径

の測定は、実施例 1 と同様にして求めた。また、溶接熱影響部 (H A Z) 靱性の測定は、実施例 3 と同様にして求めた。

以上のようにして製造した鋼管の引張特性を測定した。測定結果を表 8 に併せて示す。引張特性は、圧延方向の全厚試験片を引張試験片としてコーティング前後で引張試験を行い、引張強度および降伏比を測定した。母材靱性については、圧延垂直方向のフルサイズシャルピー V ノッチ試験片を用いシャルピー試験を行い、 -10°C での吸収エネルギーを測定した。

溶接熱影響部 (H A Z) 靱性については、シーム溶接部の板厚中央部よりフルサイズシャルピー V ノッチ試験片を採取し試験を行い、 -10°C でのシャルピー吸収エネルギーを測定した。

表 8 において、本発明例である N o. 1 ~ 7 はいずれも、化学成分および製造方法が本発明の範囲内であり、引張強度 580 MPa 以上の高強度でコーティング処理後も降伏比 85 % 以下の低降伏比であり、母材ならびに溶接熱影響部の靱性は良好であった。また、鋼板の組織はフェライト、ベイナイト、島状マルテンサイトの 3 相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率は 3 ~ 20 % の範囲内であった。また、透過型電子顕微鏡観察、エネルギー分散型 X 線分光法による分析の結果、フェライト相中に T i、N b、V の中から選ばれる少なくとも 2 種以上を含む平均粒径 10 nm 未満の微細な複合炭化物の分散析出が観察された。

N o. 8 ~ 10 は、化学成分は本発明の範囲内であるが、製造方法が本発明の範囲外であるため、引張強度 580 MPa 未満で、かつコーティング処理後の降伏比が 85 % を超え、強度、降伏比の両方共が不十分であった。N o. 11 ~ 14 は化学成分が本発明の範囲外であるので、引張強度 580 MPa 未満で、十分な強度が得られないか、コーティング処理後の降伏比が 85 % を超えるか、H A Z 靱性が 100 J 未満と劣っていた。

産業上の利用可能性

以上述べたように、本発明によれば、低降伏比高強度高靱性の厚鋼板を、溶接

熱影響部の靱性を劣化させることなく、また多量の合金元素を添加することなく、低コストで製造することができる。このため建築、海洋構造物、ラインパイプ、造船、土木、建設機械等の溶接構造物に使用する鋼板を、安価で大量に安定して製造することができ、生産性および経済性を著しく高めることができる。また、上記で得られた鋼板を成形し、突合せ部を溶接して低降伏比高強度高靱性の鋼管を、高製造効率、低コストで製造することができる。このためラインパイプに使用する鋼管を、安価で大量に安定して製造することができ、生産性および経済性を著しく高めることができる。

表1

鋼種	(質量%)←															→(原子%)		備考
	C	Si	Mn	Mo	Ti	Al	Nb	V	Cu	Ni	Cr	B	Ca	N	Ti/N	Ar3	C/(Mo+Ti+Nb+V)	
A	0.051	0.18	1.55	0.20	0.019	0.038	0	0	0	0	0	0	0	0.0039	4.9	754	1.71	化学成分が本発明の範囲内
B	0.058	0.22	1.61	0.12	0.023	0.036	0	0.049	0	0	0	0	0	0.0049	4.7	754	1.79	
C	0.045	0.19	1.76	0.15	0.015	0.032	0.045	0	0	0	0	0	0	0.0031	4.8	743	1.59	
D	0.055	0.21	1.52	0.19	0.011	0.035	0.030	0.031	0	0	0	0	0	0.0045	2.4	756	1.46	
E	0.052	0.18	1.50	0.11	0.011	0.031	0.041	0.035	0	0	0	0	0	0.0042	2.6	765	1.73	
F	0.058	0.21	1.81	0.19	0.010	0.031	0.036	0	0.31	0.29	0	0	0	0.0035	2.9	710	1.87	
G	0.041	0.22	1.65	0.12	0.009	0.032	0.041	0.044	0	0	0.15	0	0	0.0025	3.6	753	1.24	
H	0.061	0.15	1.52	0.21	0.013	0.031	0.016	0.038	0	0	0	0.0004	0	0.0029	4.5	753	1.50	
I	0.085	0.19	1.89	0.21	0.018	0.028	0.039	0.048	0	0	0	0	0	0.0026	6.9	716	1.80	
J	0.051	0.15	1.61	0.07	0.011	0.024	0.042	0.025	0	0	0	0	0.0019	0.0031	3.5	760	2.23	
K	0.042	0.16	1.52	0.21	0.069	0.033	0	0	0	0	0	0	0	0.0024	28.8	759	0.96	化学成分が本発明の範囲外
L	0.051	0.24	1.45	0.23	0.001	0.031	0	0.039	0	0	0	0	0	0.0031	0.3	760	1.33	
M	0.065	0.22	1.54	0.51	0.022	0.026	0.021	0	0	0	0	0	0	0.0018	12.2	726	0.90	
N	0.012	0.19	1.55	0.25	0.015	0.031	0.039	0.050	0.21	0.09	0.15	0	0	0.0018	8.3	751	0.23	
O	0.122	0.22	1.25	0.11	0.012	0.033	0.025	0	0	0	0	0.0007	0	0.0015	8.0	763	6.10	
P	0.046	0.05	0.75	0.15	0.022	0.031	0.033	0.031	0	0	0	0	0.0019	0.0039	5.6	824	1.28	

以下組元本発明の範囲外

※下線は本発明の範囲外であることを示す

表2

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	延終了 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	再加熱 設備	再加熱 速度 (°C/s)	再加熱再加熱 温度 (°C)	MA 面積分率 (%)	引張 強度 (MPa)	降伏比 (%)	母材 韌性 (J)	HAZ 韌性 (J)	備考
1	A	18	1200	870	35	550	誘導加熱炉	29	620	7	620	75	345	169	本 発 明 例
2	B	18	1200	870	38	540	誘導加熱炉	25	660	6	648	75	333	160	
3	C	18	1200	870	36	560	誘導加熱炉	32	650	7	698	75	340	166	
4	C	18	1200	870	29	540	誘導加熱炉	25	580	6	640	76	342	165	
5	D	18	1200	870	32	550	誘導加熱炉	30	650	8	691	75	329	171	
6	D	18	1200	870	25	580	ガス燃焼炉	1.5	640	8	685	76	328	172	
7	D	26	1200	870	26	550	誘導加熱炉	21	620	9	642	74	328	173	
8	E	18	1200	870	33	570	誘導加熱炉	28	650	10	670	74	325	185	
9	E	18	1050	870	33	570	誘導加熱炉	24	650	8	591	74	354	182	
10	F	18	1200	870	29	575	誘導加熱炉	21	650	10	719	72	324	170	
11	F	18	1100	870	30	580	誘導加熱炉	24	660	10	690	72	339	169	
12	G	18	1200	870	30	560	誘導加熱炉	30	660	8	675	73	334	165	
13	G	18	1200	780	32	540	ガス燃焼炉	1.6	650	6	668	75	320	166	
14	H	18	1200	920	37	540	誘導加熱炉	30	640	7	659	75	345	168	
15	H	26	1200	870	26	535	誘導加熱炉	26	570	5	629	77	324	165	
16	I	18	1200	870	41	550	誘導加熱炉	19	640	12	813	72	308	142	
17	J	"	1200	870	39	560	ガス燃焼炉	1.2	660	8	668	74	338	166	
18	H	18	970	870	33	500	誘導加熱炉	36	600	0	570	87	350	158	比 較 例
19	H	18	1200	700	33	500	誘導加熱炉	32	640	0	571	85	269	153	
20	H	18	1200	870	1	500	誘導加熱炉	30	650	0	565	88	287	155	
21	H	18	1200	870	1	350	誘導加熱炉	38	660	0	652	88	309	159	
22	H	18	1200	870	1	700	ガス燃焼炉	1.6	640	0	570	87	322	166	
23	K	26	1200	870	25	500	誘導加熱炉	35	650	0	740	91	245	41	
24	L	26	1200	870	24	500	誘導加熱炉	30	650	4	561	77	334	164	
26	M	26	1200	870	42	510	誘導加熱炉	32	640	0	710	90	284	74	
27	N	26	1200	870	38	480	誘導加熱炉	34	640	0	558	92	365	187	
28	O	26	1200	870	35	500	誘導加熱炉	31	650	6	745	75	254	55	
29	P	26	1200	870	36	500	ガス燃焼炉	1.7	650	0	615	89	351	198	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

表3

鋼種	(質量%)←															→(原子%)		備考
	C	Si	Mn	Al	Ti	Nb	V	Cu	Ni	Cr	B	Ca	N	Ti/N	Ar3(°C)	C/(Mo+Ti+Nb+V)		
A	0.036	0.18	1.81	0.028	0.025	0.049	0	0	0	0	0	0	0.0042	6.0	754	2.86	化学成分が本発明の範囲内	
B	0.041	0.19	1.63	0.029	0	0.039	0.039	0	0	0	0	0	0.0018	0	767	2.88		
C	0.051	0.19	1.82	0.029	0.012	0.037	0.041	0	0	0	0	0	0.0031	3.9	749	2.92		
D	0.047	0.21	1.52	0.025	0.011	0.041	0.035	0.25	0.26	0	0	0.0022	0.0032	3.4	755	2.88		
E	0.061	0.15	1.52	0.031	0.021	0.030	0.051	0	0	0.16	0.0004	0	0.0049	4.3	767	2.88	化学成分が本発明の範囲外	
F	0.048	0.21	0.69	0.028	0.019	0.041	0.038	0	0	0	0	0	0.0035	5.4	840	2.52		
G	0.020	0.25	1.32	0.026	0.011	0.025	0.026	0	0	0	0	0	0.0032	3.4	798	1.65		
H	0.031	0.19	1.31	0.035	0.042	0.042	0.065	0	0	0	0	0	0.0055	7.6	796	0.99		
I	0.045	0.18	1.42	0.031	0.072	0.042	0.120	0	0	0	0	0	0.0032	22.5	782	0.87		

※下線は本発明の範囲外であることを示す

表4

No.	鋼 種	板厚 (mm)	加熱 溫度 (°C)	圧延終了 溫度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 溫度 (°C)	再加熱 設備	再加熱 速度 (°C/s)	再加熱再加熱 溫度 (°C)	MA 面積分率 (%)	引張 強度 (MPa)	降伏比 (%)	母材 韌性 (J)	HAZ 韌性 (J)	備考
1	A	18	1200	870	41	550	誘導加熱炉	15	655	7	629	76	346	168	本 発 明 例
2	B	18	1200	870	38	540	誘導加熱炉	32	640	6	645	76	322	159	
3	C	18	1200	870	41	560	誘導加熱炉	10	650	8	669	74	328	195	
4	C	26	1100	870	31	550	誘導加熱炉	12	660	8	648	75	339	196	
5	D	18	1200	870	44	570	誘導加熱炉	16	650	9	658	73	358	201	
6	D	18	1050	870	42	560	誘導加熱炉	15	660	7	595	75	377	196	
7	E	18	1150	870	31	560	ガス燃焼炉	1.2	650	9	689	73	312	169	
8	D	18	950	870	45	510	誘導加熱炉	12	610	0	559	89	371	199	比 較 例
9	D	18	1200	740	45	500	誘導加熱炉	15	640	0	568	86	287	198	
10	D	18	1200	870	1	510	誘導加熱炉	11	600	0	575	89	369	202	
11	D	18	1200	870	1	350	誘導加熱炉	18	660	0	659	90	320	196	
12	D	18	1200	870	1	680	ガス燃焼炉	1.2	690	0	555	87	351	199	
13	E	26	1200	870	28	480	誘導加熱炉	18	650	0	591	90	355	172	
14	G	26	1200	870	29	500	誘導加熱炉	19	660	0	512	87	345	183	
15	H	18	1200	870	40	490	誘導加熱炉	15	620	0	652	88	328	132	
16	I	18	1200	870	44	500	誘導加熱炉	10	650	0	778	92	288	48	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

表5

鋼種	(質量%)←															→(原子%)		備考
	C	Si	Mn	Mo	Ti	Al	Nb	V	Cu	Ni	Cr	B	Ca	N	Ti/N	Ar-3(°C)	C/(Mo+Ti+Nb+V)	
A	0.049	0.19	1.48	0.15	0.011	0.032	0.039	0.03	0	0	0	0	0	0.0035	3.1	764	1.46	化学成分 が本発明 の範囲 内
B	0.049	0.18	1.79	0.11	0.010	0.028	0.035	0.035	0	0	0	0	0	0.0026	3.8	743	1.69	
C	0.045	0.21	1.82	0.22	0.018	0.029	0.035	0	0	0	0	0	0	0.0049	3.7	733	1.23	
D	0.052	0.18	1.83	0.20	0.011	0.027	0.039	0	0.29	0.28	0	0	0.0021	0.0033	3.3	710	1.58	
E	0.051	0.19	1.55	0.11	0.015	0.024	0.015	0.025	0	0	0.11	0.0007	0	0.0022	6.8	760	2.01	化学成分 が本 発明の 範囲外
F	0.120	0.25	1.52	0.21	0.012	0.033	0.025	0	0	0	0	0	0	0.0015	8.0	734	3.69	
G	0.015	0.21	1.45	0.11	0.011	0.026	0.035	0.036	0	0	0	0	0	0.0021	5.2	781	0.51	
H	0.059	0.22	0.75	0.21	0.018	0.026	0.035	0.045	0	0	0	0	0	0.0035	5.1	815	1.28	
I	0.041	0.18	1.24	0.55	0.021	0.028	0.025	0.020	0.21	0.09	0	0	0.0025	0.0045	4.7	745	0.50	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

表6

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	加熱 速度 (°C/s)	冷却 速度 (°C/s)	冷却 温度 (°C)	再加熱 設備	再加熱 速度 (°C/s)	再加熱 温度 (°C)	鋼管 外径 (inch)	コーテング 温度 (°C)	MA 面積分率 (%)	引張 強度 (MPa)	コーテング前 降伏比 (%)	コーテング後 降伏比 (%)	母材 韌性 (J)	HAZ 韌性 (J)	備考
1	A	18	1200	870	41	570	誘導加熱炉	10	660	24	190	9	685	72	79	332	212	本発明例
2	A	18	1200	870	44	560	誘導加熱炉	11	650	48	270	8	680	73	82	319	213	
3	A	18	1050	870	42	550	誘導加熱炉	12	650	48	190	7	610	74	80	345	210	
4	B	18	1200	870	42	550	誘導加熱炉	15	650	24	220	9	715	74	79	311	208	
5	B	26	1200	870	27	560	誘導加熱炉	12	650	24	220	9	710	72	78	322	206	
6	C	18	1200	870	39	560	誘導加熱炉	18	650	48	220	6	690	77	84	339	218	
7	C	18	1100	870	42	570	ガス燃焼炉	1.2	620	48	220	5	661	76	83	341	217	
8	D	18	1150	870	38	560	誘導加熱炉	14	650	24	250	9	715	72	80	336	215	
9	E	18	1200	870	44	570	誘導加熱炉	11	650	24	220	7	619	74	80	315	218	
10	A	18	950	800	42	510	誘導加熱炉	25	650	24	250	0	545	88	93	351	212	比較例
11	A	18	1100	870	39	450	誘導加熱炉	25	530	24	250	5	585	78	91	333	210	
12	A	18	1100	870	39	690	誘導加熱炉	19	700	24	250	0	575	85	92	345	211	
13	E	18	1200	870	42	510	誘導加熱炉	25	630	48	220	10	852	73	88	271	48	
14	G	18	1200	870	42	480	誘導加熱炉	29	650	48	220	0	568	89	93	338	182	
15	H	18	1200	870	39	520	誘導加熱炉	28	640	48	220	0	612	88	92	342	168	
16	I	18	1200	870	44	500	誘導加熱炉	31	650	48	220	0	698	85	92	319	47	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

表7

鋼種	(質量%)←														→(原子%)		備考
	C	Si	Mn	Ti	Al	Nb	V	Cu	Ni	Cr	B	Ca	N	Ti/N	Ar3(°C)	C/(Mo+Ti+Nb+V)	
A	0.035	0.21	1.82	0.025	0.026	0.049	0	0	0	0	0	0	0.0042	6.0	754	2.78	化学成分が 本発明の 範囲内
B	0.042	0.21	1.71	0	0.028	0.038	0.04	0	0	0	0	0	0.0035	0.0	760	2.84	
C	0.042	0.22	1.79	0.012	0.25	0.034	0.03	0	0	0	0	0	0.0042	2.9	754	2.85	
D	0.045	0.25	1.48	0.014	0.026	0.032	0.04	0.35	0.35	0	0	0.0024	0.0044	3.2	751	2.83	
E	0.055	0.18	1.65	0.022	0.029	0.031	0.05	0	0	0.15	0.0008	0	0.0039	5.6	759	2.64	
F	<u>0.110</u>	0.25	1.51	0.012	0.033	0.025	0.01	0	0	0	0	0	0.0022	5.5	755	12.13	化学成分が 本発明の 範囲外
G	<u>0.021</u>	0.18	1.49	0.011	0.026	0.035	0.04	0	0	0	0	0	0.0028	3.9	784	<u>1.22</u>	
H	0.049	0.17	<u>0.57</u>	0.010	0.026	0.032	0.05	0	0	0	0	0	0.0015	6.7	849	2.84	
I	0.054	0.18	1.32	<u>0.002</u>	0.028	0.018	<u>0.001</u>	0.21	0.09	0	0	0	0.0015	1.3	779	<u>17.62</u>	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

表8

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	圧延終了 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	再加熱 設備	再加熱 速度 (°C/s)	再加熱 温度 (°C)	鋼管 外径 (inch)	コーティング 温度 (°C)	MA 面積分率 (%)	引張 強度 (MPa)	コーティング前 降伏比 (%)	コーティング後 降伏比 (%)	母材 韌性 (J)	HAZ 韌性 (J)	備考
1	A	18	1200	870	39	560	ガス燃焼炉	1.2	650	24	200	7	632	76	81	335	201	本発明
2	B	18	1200	870	42	550	誘導加熱炉	11	660	24	220	8	657	73	80	315	195	
3	B	26	1200	870	28	540	誘導加熱炉	10	650	24	270	8	648	73	82	308	196	
4	C	18	1150	870	39	560	誘導加熱炉	15	650	24	250	9	675	72	80	340	227	明例
5	D	18	1150	870	41	560	誘導加熱炉	12	650	48	250	9	659	73	80	346	228	
6	D	18	1050	870	38	550	誘導加熱炉	15	600	48	250	7	602	75	82	341	229	
7	E	18	1200	870	30	550	ガス燃焼炉	1.2	650	24	200	8	688	74	81	309	188	比較例
8	D	18	960	800	33	510	誘導加熱炉	25	650	24	240	0	539	88	94	340	228	
9	D	18	1200	870	29	470	誘導加熱炉	30	500	24	240	5	578	78	89	336	226	
10	D	18	1200	870	35	700	ガス燃焼炉	1.6	640	24	240	0	561	90	95	338	228	比較例
11	E	18	1200	870	38	520	誘導加熱炉	25	600	48	250	9	781	72	90	287	52	
12	G	18	1200	870	40	500	誘導加熱炉	29	640	48	250	0	512	88	94	299	175	
13	H	18	1200	870	36	520	誘導加熱炉	28	620	48	250	0	547	87	92	339	172	比較例
14	I	18	1200	870	38	500	誘導加熱炉	31	600	48	250	6	575	76	90	335	89	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

請求の範囲

1. 質量%で、C : 0.03~0.1%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.2~2.5%、Al : 0.08%以下を含有し、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3~20%であって、さらに、フェライト相に複合炭化物を析出させるために以下の(1)~(3)の何れかの化学成分条件を有する熱間圧延鋼板。

(1) さらに、Mo : 0.05~0.4%、Ti : 0.005~0.04%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量の比である $C / (Mo + Ti)$ が1.2~3である。

(2) さらに、Mo : 0.05~0.4%及びTi : 0.005~0.04%を含有するとともに、Nb : 0.005~0.07%、および/またはV : 0.005~0.1%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量の比である $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ が1.2~3である。

(3) さらに、Ti : 0.005~0.04%、Nb : 0.005~0.07%、V : 0.005~0.1%の中から選ばれる少なくとも2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量の比である $C / (Ti + Nb + V)$ が1.2~3である。

2. 質量%で、C : 0.03~0.1%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.2~2.5%、Al : 0.08%以下、Mo : 0.05~0.4%、Ti : 0.005~0.04%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量の比である $C / (Mo + Ti)$ が1.2~3であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3~20%である熱間圧延鋼板。

3. 質量%で、C : 0.03~0.1%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.2~2.5%、Al : 0.08%以下を含有し、Ti : 0.005~0.04%、Nb : 0.005~0.07%、V : 0.005~0.1%の中から選ばれる少なくとも2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量の比である $C / (Ti + Nb + V)$ が1.2~3で

あり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%である熱間圧延鋼板。

4. 請求項1～3の任意の請求項において、前記フェライト相中に下記のいずれかの複合炭化物が析出している熱間圧延鋼板。

(a) Ti と Mo とを含む粒径10nm未満の複合炭化物

(b) Ti と Mo と、Nb および／または V を含む粒径10nm未満の複合炭化物

(c) Ti、Nb、V の中から選ばれる2種以上の元素を含有する粒径10nm未満の複合炭化物

5. 請求項1～4の任意の請求項において、さらに、質量%で、N:0.007%以下である熱間圧延鋼板。

6. 請求項2、4および5の任意の請求項において、さらに、質量%で、Nb:0.005～0.07%、および／または V:0.005～0.1%を含有し、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量の比であるC/(Mo+Ti+Nb+V)が1.2～3である熱間圧延鋼板。

7. 請求項1～6の任意の請求項において、Ti:0.005～0.02%未満である熱間圧延鋼板。

8. 請求項1～7の任意の請求項において、さらに、質量%で、Cu:0.5%以下、Ni:0.5%以下、Cr:0.5%以下、B:0.005%以下、Ca:0.0005～0.003%の中から選ばれる少なくとも一つを含有する熱間圧延鋼板。

9. 請求項1～8の任意の請求項において、さらに、質量%で、Ti/Nが、2～8である熱間圧延鋼板。

10. 請求項1～9の任意の請求項に記載の鋼板を使用した溶接鋼管。

11. 質量%で、C：0.03～0.1%、Si：0.01～0.5%、Mn：1.2～2.5%、Al：0.08%以下を含有し、さらに、フェライト相に複合炭化物を析出させるために以下の(1)～(3)の何れかの化学成分条件を有する鋼スラブを、

加熱温度：1000～1300℃、圧延終了温度：Ar3以上の条件で熱間圧延する工程と、熱間圧延された鋼板を冷却速度：5℃/秒以上で450～650℃まで加速冷却を行う工程と、

冷却後直ちに昇温速度：0.5℃/秒以上で550～750℃まで再加熱を行う工程とを有する熱間圧延鋼板の製造方法。

(1) さらに、Mo：0.05～0.4%、Ti：0.005～0.04%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量の比である $C/(Mo+Ti)$ が1.2～3である。

(2) さらに、Mo：0.05～0.4%及びTi：0.005～0.04%を含有するとともに、Nb：0.005～0.07%、および/またはV：0.005～0.1%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量の比である $C/(Mo+Ti+Nb+V)$ が1.2～3である。

(3) さらに、Ti：0.005～0.04%、Nb：0.005～0.07%、V：0.005～0.1%の中から選ばれる少なくとも2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量の比である $C/(Ti+Nb+V)$ が1.2～3である。

12. 請求項11において、その熱間圧延鋼板の金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%である熱間圧延鋼板の製造方法。

13. 質量%で、C：0.03～0.1%、Si：0.01～0.5%、Mn：1.2～2.5%、Al：0.08%以下、Mo：0.05～0.4%、Ti：0.005～0.04%を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量の比である $C/(Mo+Ti)$

が 1.2～3 である鋼スラブを、

加熱温度：1000～1300℃、圧延終了温度：Ar₃ 以上の条件で熱間圧延する工程と、
熱間圧延された鋼板を冷却速度：5℃/秒以上で 450～650℃まで加速冷却を行う工程と、

冷却後直ちに昇温速度：0.5℃/秒以上で 550～750℃まで再加熱を行う工程とを有し、

その金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの 3 相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が 3～20% である鋼板を冷間にて管状に成形し、突合せ部を溶接して鋼管とする工程とを有する溶接鋼管の製造方法。

14. 質量%で、C：0.03～0.1%、Si：0.01～0.5%、Mn：1.2～2.5%、Al：0.08%以下を含有し、Ti：0.005～0.04%、Nb：0.005～0.07%、V：0.005～0.1%の中から選ばれる少なくとも 2 種以上を含有し、残部が実質的に Fe からなり、原子%での C 量と Ti、Nb、V の合計量の比である $C / (Ti + Nb + V)$ が 1.2～3 である鋼スラブを、

加熱温度：1000～1300℃、圧延終了温度：Ar₃ 以上の条件で熱間圧延する工程と、
熱間圧延された鋼板を冷却速度：5℃/秒以上で 450～650℃まで加速冷却を行う工程と、

冷却後直ちに昇温速度：0.5℃/秒以上で 550～750℃まで再加熱を行う工程とを有し、

その金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの 3 相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が 3～20% である鋼板を冷間にて管状に成形し、突合せ部を溶接して鋼管とする工程とを有する溶接鋼管の製造方法。

15. 請求項 11～14 の任意の請求項において、再加熱する際に、冷却後の温度より 50℃以上昇温する熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

16. 請求項 11～15 の任意の請求項において、熱間圧延された鋼板を冷却速

度：5℃/秒以上で450～650℃まで加速冷却して未変態オーステナイトとベイナイトの2相組織とする工程と、

冷却後直ちに昇温速度：0.5℃/秒以上で550～750℃まで再加熱を行い、析出物が分散析出したフェライト相とベイナイト相と島状マルテンサイトとの3相組織とする工程とを有する熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

17. 請求項11～16の任意の請求項において、冷却後直ちに昇温速度：0.5℃/秒以上で550～750℃まで再加熱する処理を、圧延設備および冷却設備と同一ライン上に設置された誘導加熱装置により行う熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

18. 請求項11～17の任意の請求項において、前記フェライト相中に下記のいずれかの複合炭化物が析出している熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

(a) Ti と Mo とを含む粒径10nm未満の複合炭化物、あるいは、

(b) Ti と Mo と、Nb および／または V を含む粒径10nm未満の複合炭化物

(c) Ti、Nb、V の中から選ばれる2種以上の元素を含有する粒径10nm未満の複合炭化物

19. 請求項11～18の任意の請求項において、さらに、質量%で、N：0.007%以下である熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

20. 請求項13、15～19の任意の請求項において、さらに、質量%で、Nb：0.005～0.07%、および／または V：0.005～0.1%を含有し、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量の比である $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ が1.2～3である熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

21. 請求項11～20の任意の請求項において、Ti：0.005～0.02%未満である熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

22. 請求項11～21の任意の請求項において、さらに、質量%で、Cu : 0.5%以下、Ni : 0.5%以下、Cr : 0.5%以下、B : 0.005%以下、Ca : 0.0005～0.003%の中から選ばれる少なくとも一つを含有する熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

23. 請求項11～22の任意の請求項において、さらに、質量%で、Ti/N が、2～8である熱間圧延鋼板あるいは、溶接鋼管の製造方法。

24. 請求項11、12、15～23の任意の請求項において、得られた鋼板を冷間にて管状に成形し、突合せ部を溶接して鋼管とする工程を有する溶接鋼管の製造方法。

図 1

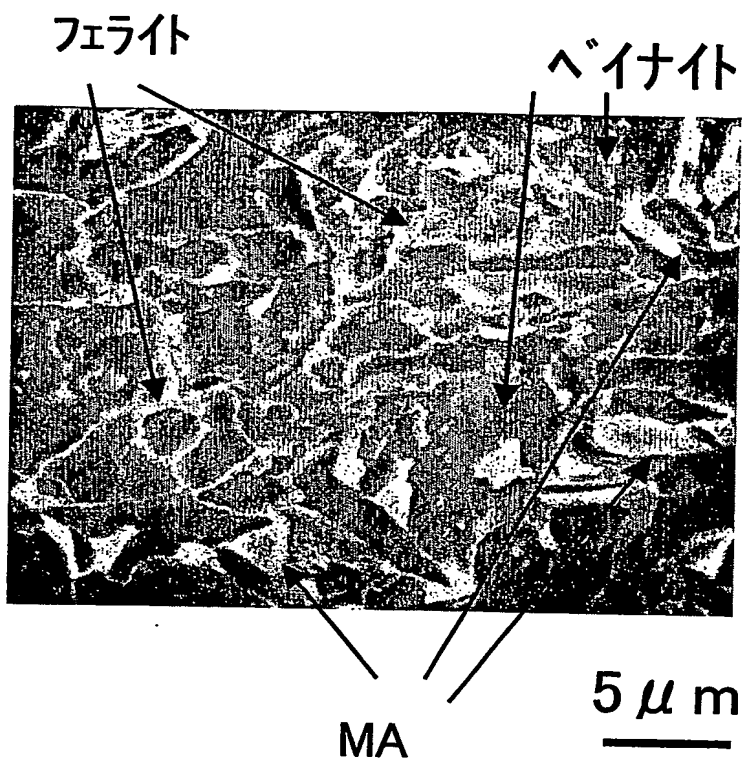


図 2

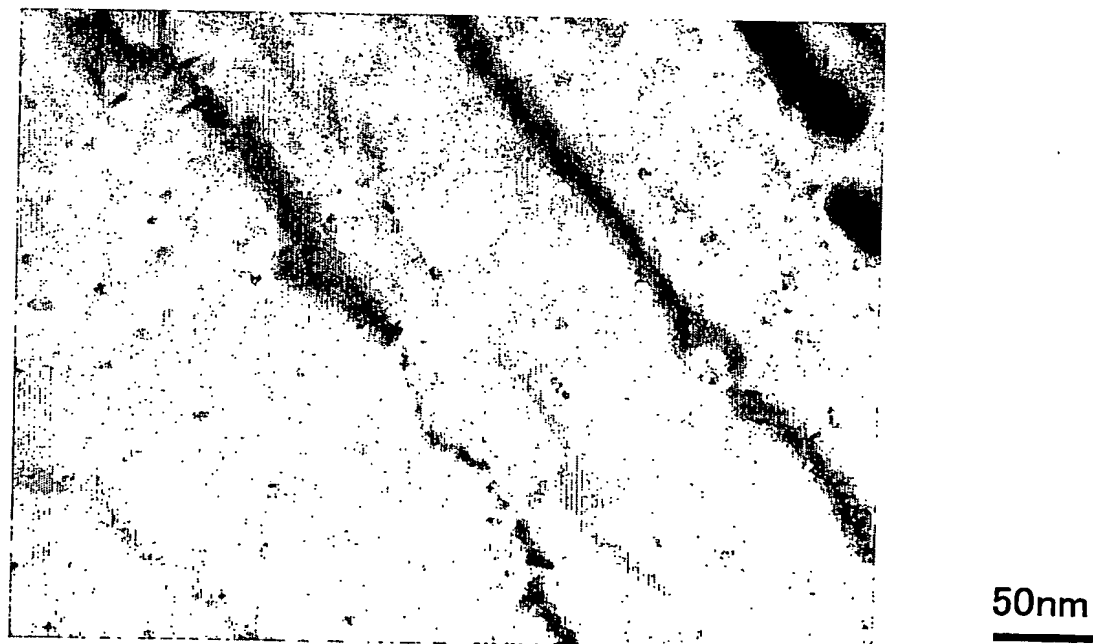


図 3

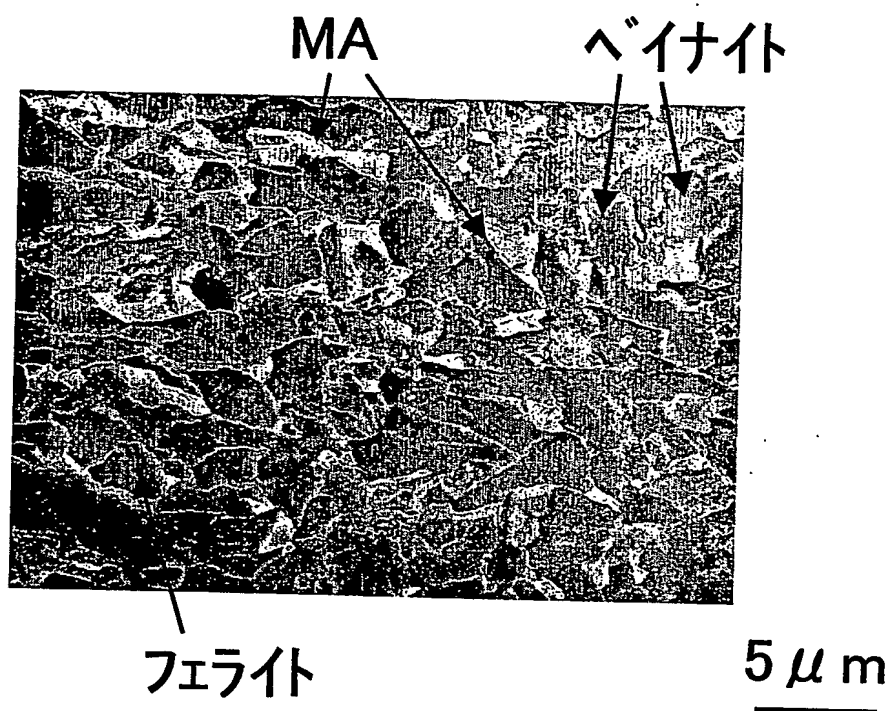


図 4

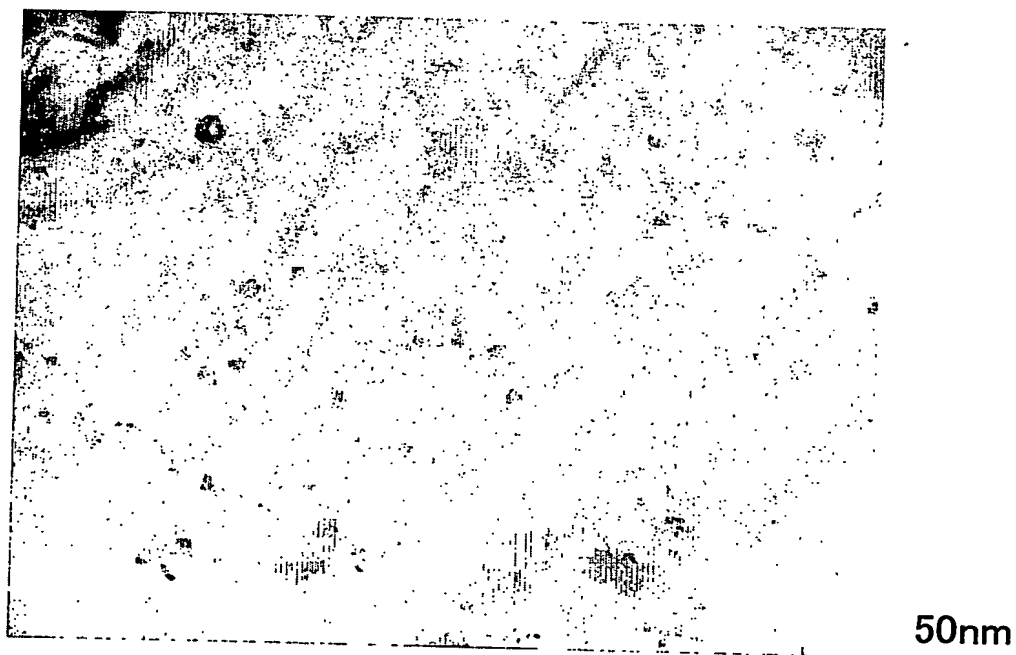


図 5

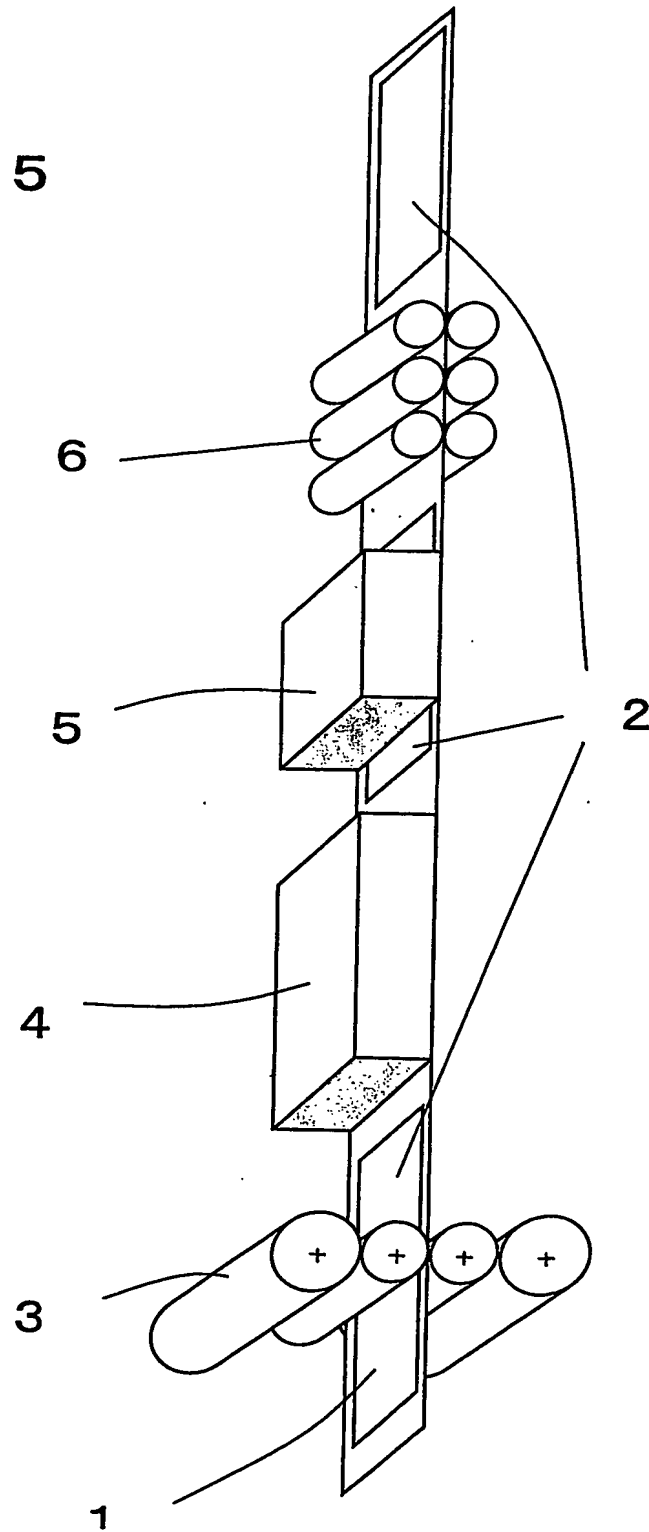


図 6

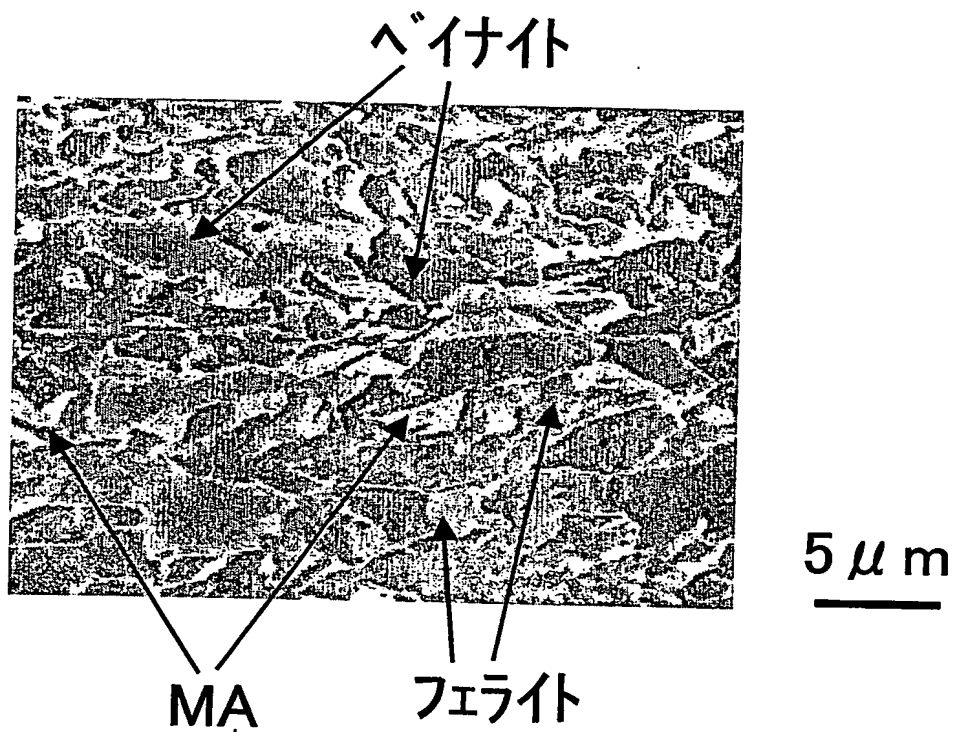


図 7

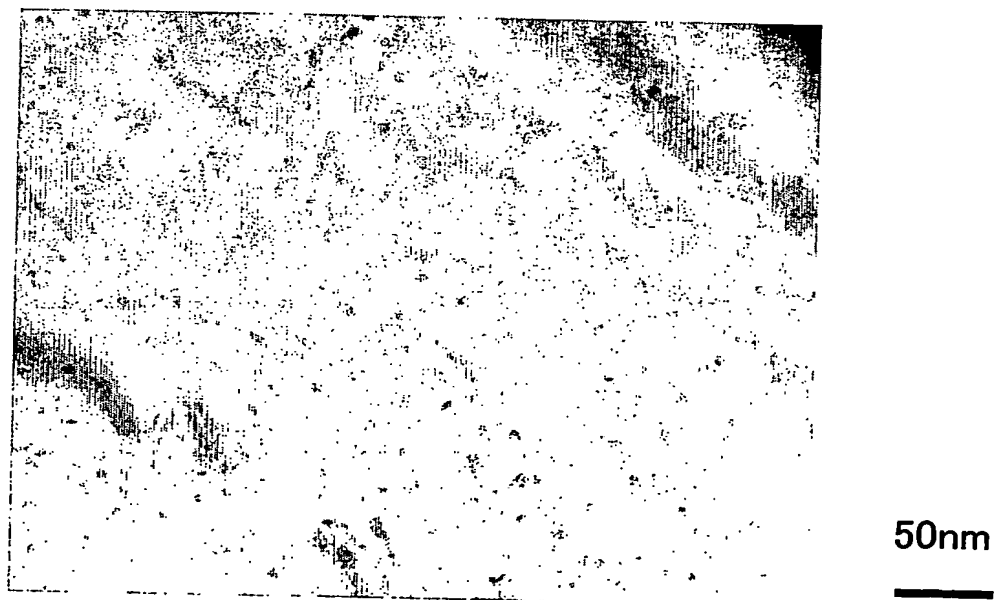


図 8

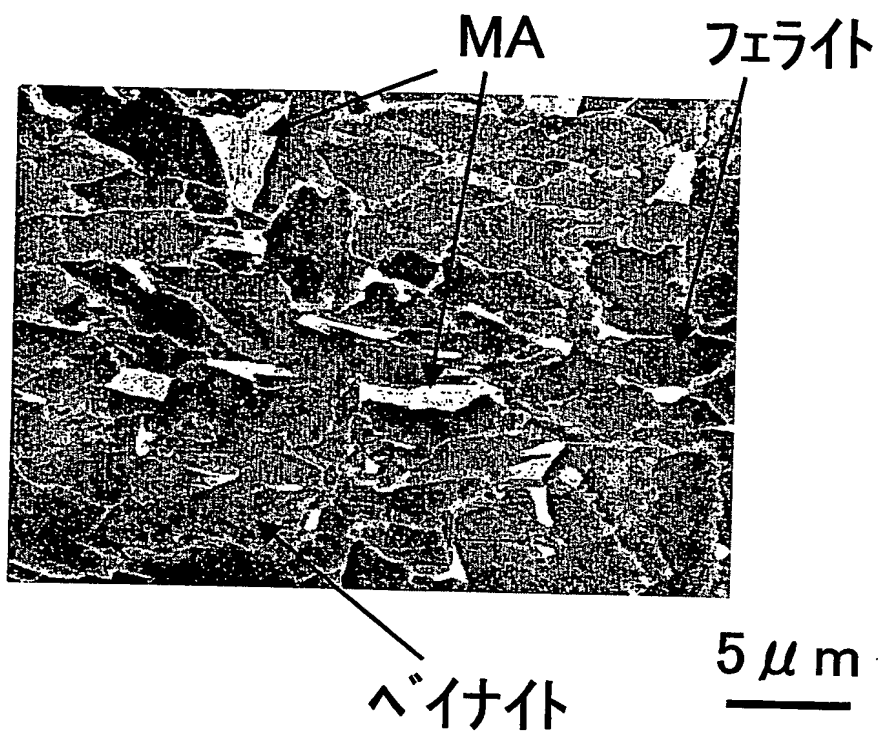


図 9

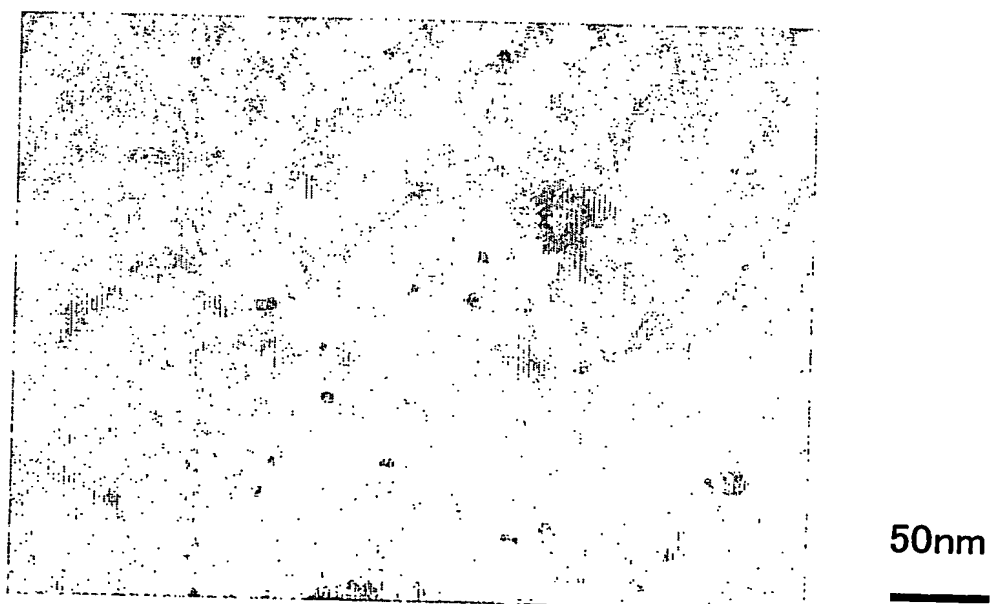


図 10

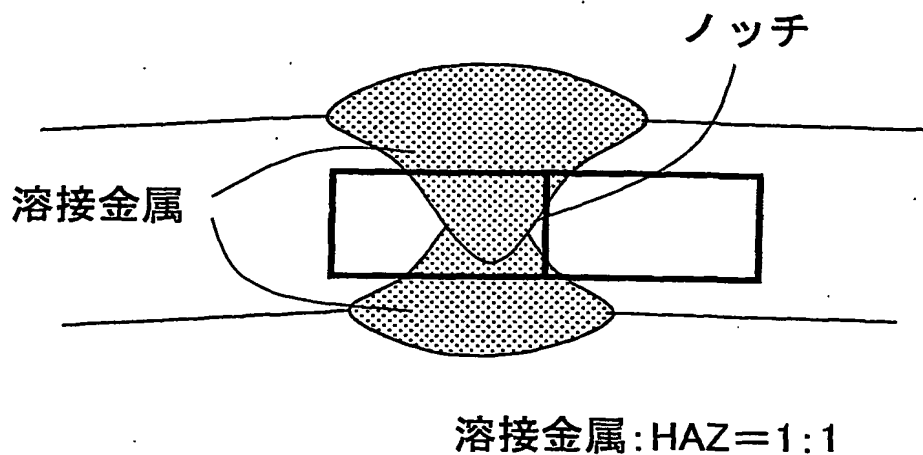


図 11

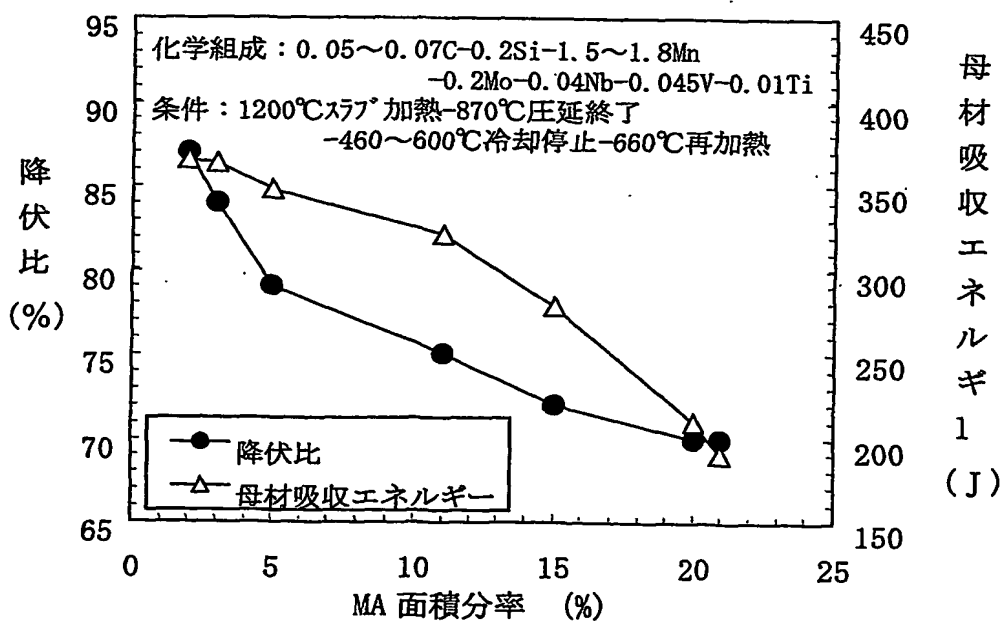


図 1 2

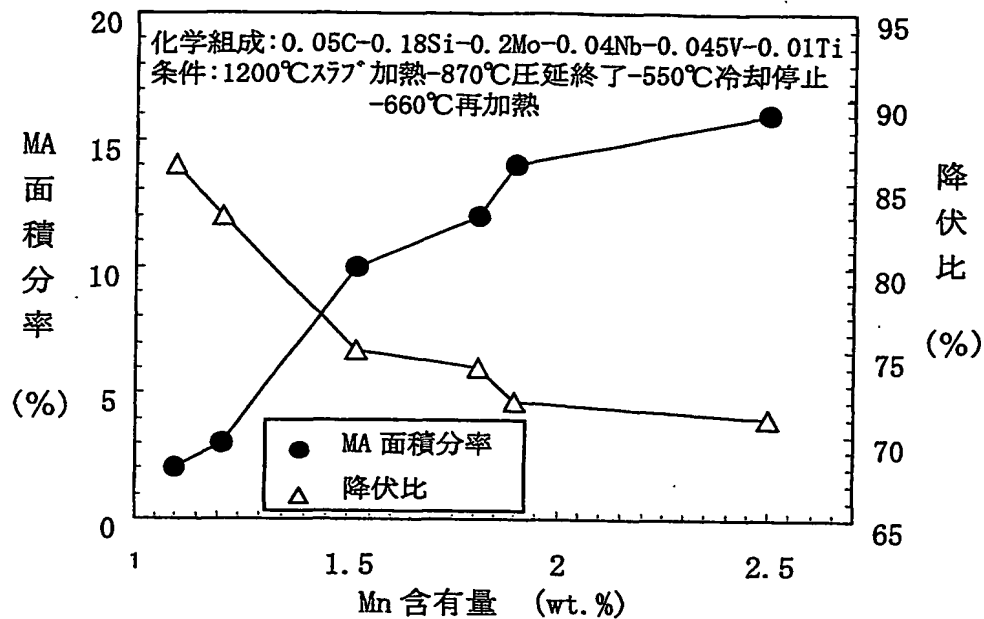
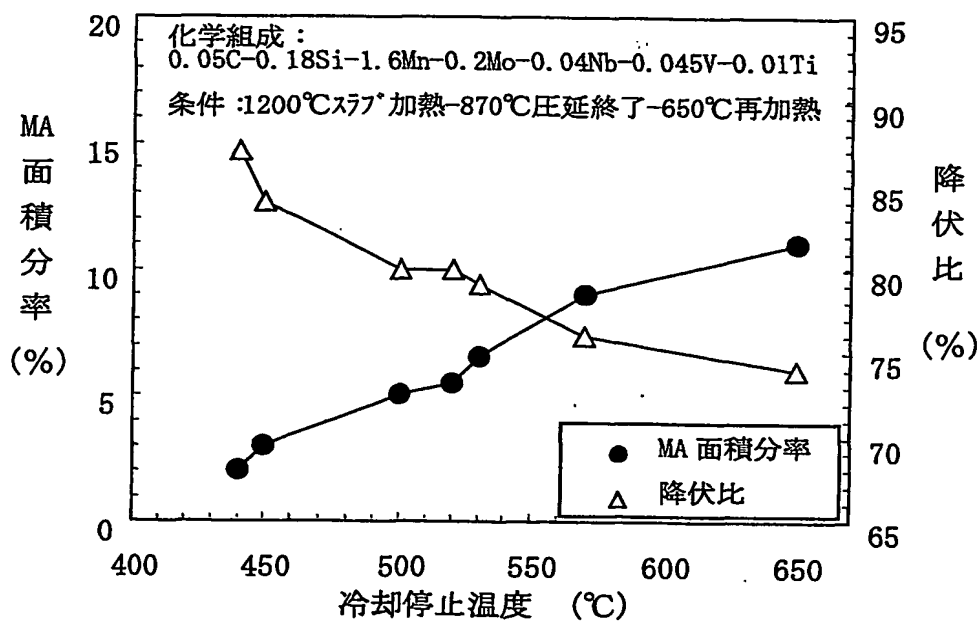


図 1 3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/008509

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, C21D8/02, 8/10, 9/46, B21C37/08

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48, B21C37/08

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 62-174322 A (Kobe Steel, Ltd.), 31 July, 1987 (31.07.87), Claims (Family: none)	1-24
Y	JP 9-165621 A (NKK Corp.), 24 June, 1997 (24.06.97), Claims (Family: none)	1-24
Y	JP 2003-13138 A (NKK Corp.), 15 January, 2003 (15.01.03), Claims (Family: none)	1-24

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
13 September, 2004 (13.09.04)

Date of mailing of the international search report
28 September, 2004 (28.09.04)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/008509

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2002-322539 A (NKK Corp.), 08 November, 2002 (08.11.02), Claims & US 2006-63996 A1 & EP 1338665 A1 & CN 1394137 A & KR 2002-70282 A & WO 2002/36840 A1	1-24
P,A	JP 2004-30213 A (JFE Steel Kabushiki Kaisha), 08 January, 2004 (08.01.04), Claims (Family: none)	1-24
P,A	JP 2004-3014 A (JFE Steel Kabushiki Kaisha), 08 January, 2004 (08.01.04), Claims & WO 2003/66921 A1	1-24

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JP2004/008509

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, C21D8/02, 8/10, 9/46;
B21C37/08

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48
B21C37/08

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
日本国公開実用新案公報 1971-2004年
日本国登録実用新案公報 1994-2004年
日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	JP 62-174322 A(株式会社神戸製鋼所) 1987.07.31 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-24
Y	JP 9-165621 A(日本鋼管株式会社) 1997.06.24 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-24
Y	JP 2003-13138 A(日本鋼管株式会社) 2003.01.15 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-24
Y	JP 2002-322539 A(日本鋼管株式会社) 2002.11.08 特許請求の範囲 &US 2006-63996 A1&EP 1338665 A1&CN 1394237 A&KR 2002-70282 A &WO 2002/36840 A1	1-24

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」口頭による開示、使用、展示等に関する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献
「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

13.09.2004

国際調査報告の発送日

28.9.2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)
郵便番号100-8915
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武

4K

9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
P, A	JP 2004-3013 A(JFEスチール株式会社) 2004.01.08 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1 - 2 4
P, A	JP 2004-3014 A(JFEスチール株式会社) 2004.01.08 特許請求の範囲 &WO 2003/66921 A1	1 - 2 4

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.